



**FACULTAD METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE METALURGIA**

**MODIFICACIÓN POR TRATAMIENTO TÉRMICO DE LAS PROPIEDADES
METALÚRGICAS DE UNA FUNDICIÓN ALEADA AL NÍQUEL**

Tesis en opción al título de Ingeniero Metalúrgico

Autor: Julio Elmer González Alpajón

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

Moa - 2022



Declaración de autoridad

Yo: Julio Elmer González Alpajón

Como autor de este trabajo de diploma, certifico su propiedad intelectual a favor de la Universidad de Moa "Dr. Antonio Núñez Jiménez", la cual podrá hacer uso de la misma con la finalidad que estime conveniente.

Julio Elmer González Alpajón

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié



Agradecimientos

A mi tutor, el Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié, quien con su apoyo incondicional y sus precisas orientaciones me ayudó en la realización de la presente investigación. Que sin sus conocimientos científicos no hubiese sido posible la realización de este trabajo, le agradezco de todo corazón las horas dedicadas a la orientación.

A mis padres, por ser mi mayor riqueza espiritual.

A mi familia y a mis amistades que en todo momento me brindaron su apoyo y dedicación.

A todos los que de una forma u otra tuvieron que ver con la realización de este trabajo.



Dedicatoria

A mi padre Julio Gonzalez Olivero , mi madre Elva Maritza Alpajón Mugercia y mis hermanos Alberto Gonzalez Alpajón y Robert Bauta Alpajón por existir y por su apoyo incondicional.

A mi novia Rosalía Sedano Alvarez, por estar siempre a mi lado y orientarme.

A mi suegra Nuria, por tener a la hija que tiene.

A mi tutor Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié, por su ayuda y dedicación.

A toda mi familia, por haber compartido estos cinco años de estudio y estar a mi lado en todo momento.

A mi mejor amigo, Leonardi Gonzalez y a Israel, por su ayuda incondicional y sinceridad.

A todas las personas que de alguna forma han contribuido al desarrollo de este trabajo.



RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo aplicar tratamiento térmico de recocido total a una fundición aleada al níquel, así como la caracterización microestructural y la dureza para ser empleada en elementos expuestos al desgaste. Se determinó la susceptibilidad al agrietamiento de la aleación Fe21Ni a partir de los elementos químicos presentes en la misma. Para la obtención de la composición química se consideró la de la fundición gris con 0,01 % de Ni, incrementando el mismo hasta 0,55 %. En las muestras en bruto de colada las fases presentes son la ferrita dendrita, la perlita y precipitados, para una dureza de 495 HV, luego del tratamiento térmico de recocido completo a 900 °C, con permanencia de una hora, las fases presentes son la perlita, el grafito y la ferrita, con disminución de la dureza hasta 224 HV, con lo cual se garantiza la eliminación de las tensiones residuales. Por último, se realiza la valoración económica y el impacto medio ambiental.



ABSTRACT

The work has as objective to carry the heat treatment of overcooked total to a founding alloyed to the nickel, as well as characterization microstructural and the hardness to be employed in elements exposed to wear. The Fe21Ni as from the chemical present elements determined to the cracking of the alloy the susceptibility in the same. You considered for the obtaining of the chemical composition give it the gray iron with 0.01 % of Ni, incrementing the same even 0.55 %. The present phases are the ferrite in the signs in brute of wash dendrite, the little pearl and precipitated, for a hardness of 495 HV, right after the heat treatment of overcooked complete they are 700 °C, with permanence of an hour, the present phases the little pearl, the graphite and ferrite, with decrease of the hardness to 224 HV, with which the elimination of the residual tensions for his job in elements. Finally, the cost-reducing assessment and the half environmental impact are accomplished.



ÍNDICE	Pág
RESUMEN	III
INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	6
1.2. Generalidades de las fundiciones	6
1.2.1. Modos de solidificación del hierro fundido	8
1.2.2. Efecto de los elementos de aleación en el hierro fundido	11
1.2.3. Influencia del níquel en la fundición gris	16
1.3. Formación de grafito en las fundiciones	18
1.4. Tratamiento térmico del hierro fundido gris	20
1.4.1. Tipos de tratamiento térmico en los hierros fundidos	22
1.5. Conclusiones del capítulo 1	25
CAPÍTULO. 2 MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	27
2.2. Composición química de la fundición gris	27
2.3. Cálculo del carbono equivalente	28
2.3.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición	29
2.3.2. Control del índice de saturación	30
2.3.3. Composición en las interfases	31
2.3.4. Determinación de las variables termodinámicas	33
2.4. Plan experimental para el tratamiento térmico	33
2.4.1. Tratamiento térmico de recocido de alivio de tensiones	34
2.4.2. Horno empleado para el tratamiento térmico	35
2.5. Preparación metalográfica de las muestras	36
2.5.1. Observación microscópica del hierro gris	37
2.5.2. Ensayo de dureza Vickers	38



2.5.3. Microscopio óptico para el análisis de imágenes	39
2.6. Procesamiento estadístico de los datos	41
2.6.1. Determinación de los coeficientes de regresión	42
2.6.2. Cálculo de la varianza	42
2.7. Conclusiones del capítulo 2	43

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	45
3.2. Análisis de la composición química	45
3.3. Susceptibilidad al agrietamiento de la fundición aleada al níquel	45
3.4. Análisis microestructural en las muestras en bruto de colada	50
3.4.1. Aplicación del ciclo de tratamiento térmico de recocido completo	51
3.4.2. Resultados de la microestructura luego del recocido	52
3.5. Comportamiento de la dureza	53
3.6. Resultados de los microconstituyentes de la fundición aleada	56
3.7. Valoración económica	58
3.8. Impacto ambiental	61
3.9. Conclusiones del capítulo 3	62

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS



INTRODUCCIÓN

La fabricación de piezas en fundición de hierro ocupa un campo de la industria de maquinaria. Estos materiales son aleaciones de hierro-carbono con altos porcentajes y que se denominan fundiciones por ser este el procedimiento industrial de fabricación de las mismas. El mayor porcentaje de carbono hace que la temperatura de fusión de estas sea mucho menor que la de los aceros y además se logra una mayor fluidez del material líquido, lo que permite el llenado de piezas de espesores menores y de formas complicadas, es decir, tienen una mejor colabilidad. Por otra parte, la menor temperatura de fusión permite que la interacción metal - molde sea menos agresiva y en consecuencia se pueden obtener piezas más sanas.

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 temperatura a que tienen lugar los cambios alotrópicos en el hierro está influida por los elementos de aleación, de los cuales el más importante es el carbono. La presencia de elementos disueltos en las fases líquida y sólida del hierro cambian la temperatura de equilibrio del diagrama Fe-C; esto resulta en un incremento o decremento de las fases hierro " α " y hierro " γ ".

El origen de las tensiones residuales está en los procesos de fabricación de los materiales y en las condiciones de servicio que dan lugar a deformaciones no uniformes. Pueden ser deformaciones plásticas no uniformes de tal manera que el material está sometido a diferentes valores de deformación plástica en diferentes puntos. También pueden tratarse de deformaciones térmicas cuyo valor también varía para diferentes puntos. Cuando estas deformaciones se relajan se producen entonces las tensiones residuales.

El cambio de las dimensiones y de la forma de una pieza bajo la acción de fuerzas aplicadas recibe el nombre de deformación. Las deformaciones pueden estar ocasionadas por fuerzas exteriores aplicadas al cuerpo o por fuerzas internas que surgen durante los procesos físico-químicos que transcurren en el propio cuerpo. Las tensiones temporales surgen bajo la acción de una carga exterior y desaparecen después de quitar la misma, mientras que las tensiones internas se equilibran dentro del mismo cuerpo sin que actúen fuerzas exteriores.

El tratamiento térmico de las fundiciones se realiza fundamentalmente para eliminar las tensiones internas que surgen durante el fundido. Estas tensiones conducen con el tiempo, a la variación de las dimensiones y



forma de la fundición, disminución de la dureza y mejoramiento de la maquinabilidad por corte y una elevación de las propiedades mecánicas.

En los tratamientos térmicos de metales la energía es removida de la superficie de la pieza por convección o radiación. En algunos casos, los coeficientes de transferencia térmica no son conocidos de antemano y en otros, es deseable optimizar sus valores con el objeto de hacer que la pieza tratada experimente una dada evolución térmica. Si son medidos los cambios en la temperatura dentro de la pieza y sobre su superficie, es posible resolver el problema inverso de la transferencia de calor y determinar, de este modo, los coeficientes de transferencia térmica.

Como **situación problemática** se plantea:

La insuficiencia fundamental de la fundición gris radica en su baja resistencia ante el desgaste erosivo-corrosivo debido a sus bajas propiedades mecánicas y la presencia del grafito laminar que debilita la base metálica, siendo además su entalle, concentrador de tensiones y punto de inicio y desarrollo de microgrietas. Cuando existe una elevada temperatura debido a la fricción, esta hace variar la estructura del material y puede formar zonas de cementita (Fe_3C), cuya estructura es nefasta, debido a que la cementita es una estructura del hierro muy dura que provoca la aparición de vibraciones en el sistema. En la zona donde que se ha formado esta estructura el coeficiente de fricción es diferente, produciendo cambios en su estructura interna y favoreciendo a la aparición de grietas. El mejoramiento de las propiedades de las fundiciones grises es una alternativa viable que garantiza el ahorro de recursos, la vida útil de la pieza con un considerable ahorro de la economía.

El **problema** a investigar lo constituye:

El efecto del calentamiento y la permanencia en la microestructura y la dureza luego del tratamiento térmico, producto de las tensiones internas, de una fundición gris con incremento del elemento níquel para mejorar la resistencia al desgaste.

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

La aplicación de un tratamiento térmico consistente en un calentamiento entre 800 y 900 °C durante 1 hora y 25 minutos y un posterior enfriamiento en el horno a 300 °C, permitirá eliminar cantidad de carburos



dispersos, producir cambios en la estructura metalúrgica y la dureza del hierro gris aleado al níquel para ser empleado en elementos expuestos a desgaste.

El objeto de la investigación es tratamiento térmico de recocido total a una fundición aleada al níquel Fe21Ni.

El campo de acción es la variación microestructural, la microdureza de la fundición aleada al níquel sometida a tratamiento térmico de recocido total.

En el presente trabajo se define como **objetivo general**:

Aplicar tratamiento térmico de recocido total a una fundición aleada al níquel de producción nacional del tipo Fe21Ni, así como la caracterización microestructural y la dureza para ser empleada en elementos expuestos al desgaste.

Objetivos específicos

1. Definir las características fundamentales que rigen el proceso de obtención de las fundiciones aleadas en base a la influencia de los elementos químicos que la componen, así como el comportamiento de su microestructura y dureza ante el fenómeno del desgaste.
2. Establecer el procedimiento metodológico para la realización del tratamiento térmico de recocido total en la fundición aleada, así como para la caracterización de su microestructura y dureza antes y después del proceso de tratamiento.
3. Fundamentar los resultados obtenidos en base al comportamiento microestructural y la dureza obtenida luego y antes del tratamiento térmico de recocido total de la fundición aleada al níquel para ser empleada en elementos expuestos al desgaste.

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

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de los resultados y obtención de las microestructuras resultantes y de la dureza luego del proceso de tratamiento térmico de recocido total de la fundición aleada al níquel.



4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas que surgen luego del proceso de tratamiento térmico de la fundición aleada al níquel.
5. Planteamiento de los efectos económicos y ambientales del proceso de tratamiento térmico y de la preparación de muestras metalográficas.



CAPÍTULO 1

MARCO TEÓRICO DE LA INVESTIGACIÓN



CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

La aplicación de las fundiciones siempre es para la fabricación de piezas por moldeo, en moldes de arena o metálicos. Aunque las piezas se pueden colar directamente desde los altos hornos, obteniéndose arrabio, en la mayoría de las ocasiones se utilizan fundiciones de segunda fusión, preparada para controlar la composición. La producción por fundición es la base fundamental en la elaboración de producto en la construcción de maquinarias. 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 es por el método de moldes de arena-arcilla y esta parece ser la tendencia predominante en el futuro inmediato.

Este capítulo tiene como objetivo establecer los fundamentos teóricos relacionados con los tratamientos térmicos realizados a las fundiciones grises, así como la influencia de los elementos químicos en la obtención de las mismas.

1.2. Generalidades de las fundiciones

Con el nombre genérico de fundiciones se designa a un grupo muy importante de aleaciones a base de hierro con diversos contenidos de carbono y silicio, en las cuales el carbono se encuentra en cantidad superior a la que puede retener la austenita en disolución sólida a temperatura eutéctica (2 %), contiene entre 2 y 6,67 % de carbono, como el alto contenido de carbono tiende a hacer muy frágil al hierro fundido, la mayoría de los tipos manufacturados comercialmente están en el intervalo de 2,5 al 4 % de carbono (Avner, 1992).

La fundición gris es el material más utilizado en el proceso de fundición, abarca casi dos tercios de la producción mundial (*A Modern Casting Staff*, 2012) debido a su buena colabilidad, capacidad de amortiguamiento, resistencia al impacto térmico y a la compresión, además de tener un bajo costo de producción (Stefanescu, 2005). La fundición gris es utilizada en una variedad de aplicaciones, incluye 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 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), mayor de 4,26 % como para cambiar la composición de hipoeutéctica a hipereutéctica (Rivera *et al.*, 2004).

Los beneficios de la composición hipereutéctica son la capacidad de amortiguamiento y su buena difusividad térmica, ya que estas propiedades se ven incrementadas, cuando las láminas de grafito son más largas y gruesas, características propias de esta composición (Liu *et al.*, 2004; Hecht *et al.*, 1999). Junto con esto, el efecto de contracción producido durante la mayoría de los procesos de solidificación, se ve reducido al usar esta composición (Larrañaga y Sertucha, 2010).

Cuando las fundiciones contienen otros elementos químicos especialmente añadidos o en cantidades suficientes para modificar apreciablemente sus estructuras o características físicas y mecánicas, entonces reciben el nombre de fundiciones aleadas, el silicio, el manganeso, fósforo y azufre, contenidos normalmente en las materias primas que sirven para su fabricación, no se consideran como elementos de aleación (Larrañaga y Sertucha, 2010).

En ocasiones, cuando el azufre se encuentra en las fundiciones en cantidades importantes y forma SFe , por no existir suficiente cantidad de manganeso, puede dar lugar al fenómeno de temple invertido. Suele ocurrir que el azufre aparece segregado de las zonas centrales próximas a las mazarotas o rechupes en forma de sulfuro de hierro que tiende a blanquear en esos puntos a la fundición. Entonces ocurre que la zona central es más dura que la periferia, y por eso este fenómeno suele conocerse con el nombre de temple invertido (Bao y Zhang, 2010).

En las aleaciones Fe-C, el principal efecto del silicio es la de acelerar la velocidad de formación del grafito o la descomposición del carburo de hierro bajo la influencia del calor. El mecanismo de este efecto no se ha podido explicar de un modo completamente satisfactorio, pero la realidad es que existe, siendo fundamental para la metalurgia de la fundición (Catalina *et al.*, 2000).

Sin embargo, la relación entre el carbono y el silicio (denominado carbón equivalente), permite obtener en estos materiales un contenido total de estos dos elementos cercano a 4,26 % (punto eutéctico en el diagrama Fe - C estable). Así, cuando el contenido de carbono es más elevado de lo que permite la relación de carbono equivalente, se obtienen fundiciones con una gran fragilidad, por tal motivo, la mayoría de estos materiales



comerciales contienen una cantidad comprendida entre el 2,5 y el 4 % máximo de carbono (Catalina *et al.*, 2000).

Las propiedades mecánicas de las fundiciones dependen de la microestructura y la distribución de los constituyentes microestructurales. El constituyente microestructural que tiene mayor efecto sobre las propiedades es el grafito, donde la cantidad, tamaño y la forma de las partículas afectan la resistencia y la ductilidad del material. Debido a sus propiedades, las fundiciones suelen utilizarse para la fabricación de bloques de motor, bancadas de máquinas herramienta, soportes, cuerpos de bombas (Mesa, 2003; Larrañaga *et al.*, 2006).

Plantea Aguilar (2000); Bao y Zhang (2010) que la microestructura de la matriz que rodea las partículas de grafito también afecta las propiedades mecánicas, esta matriz es básicamente la misma que presenta un acero, es decir, ferrítica, perlítica, austenítica o martensítica, el tipo de matriz obtenida en la fundición depende de la composición química, velocidad de enfriamiento y tratamiento térmico, de ahí la obtención de los diferentes tipos de fundiciones. Las fundiciones más comúnmente soldables son: fundición gris, maleable, nodulares y austenítica.

1.2.1. Modos de solidificación del hierro fundido

La solidificación de fundiciones grises ha sido objeto de varios estudios de modelación que apuntan a recrear este proceso mediante modelos térmicos (Kermanpur *et al.*, 2008; Shaha *et al.*, 2010; Kumar y Kumar, 2012) además de microestructurales (Maijer *et al.*, 1999; Kapturkiewicz *et al.*, 2009; Taha *et al.*, 2011; Jabbari y Hosseinzadeh, 2013). Jackson y Hunt (1966) desarrollaron un modelo de crecimiento para eutécticos laminares del tipo regular, el cual ha sido la base para los trabajos actuales en eutécticos irregulares como, por ejemplo, el de Magnin y Kurz (1987) quienes suprimieron la condición de isoterma a la interfase sólido/líquido y añadieron un criterio morfológico para la ramificación de las láminas de grafito.

Más tarde, Guzik y Kopyciński (2006) realizaron una modificación a este trabajo, cambiando la función cúbica que describía la forma de la interfase del eutéctico por una función bicuadrática para capturar mejor la forma de la fase grafito. Catalina y Stefanescu (1996), extendieron la teoría general de Jackson y Hunt (1966) para tener en cuenta la geometría esférica de los granos eutécticos, como es el caso del eutéctico gris y luego Catalina *et al.* (2003) continuaron este trabajo, suprimieron la suposición de que la interfase

sólido/líquido fuera isotérmica. Todos los trabajos mencionados anteriormente fueron, sin embargo, enfocados en la composición más utilizada, la hipoeutéctica. Los modelos existentes que han sido desarrollados para la composición hipereutéctica están disponibles sólo para la fundición nodular, pero incluso éstos a menudo no están validados experimentalmente.

Borrajao *et al.* (2003) refieren que, 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.

En la figura 1.1, se muestra la representación de una solidificación común en metales, donde la zona Chill corresponde a una zona de enfriamiento rápido; la zona columnar inicia desde los granos de las paredes (zona chill) hacia el centro de la fundición o sección en proceso de solidificación, el cordón de soldadura, y la zona central está compuesta por granos equiaxiales, la cual surge mediante un enfriamiento lento.

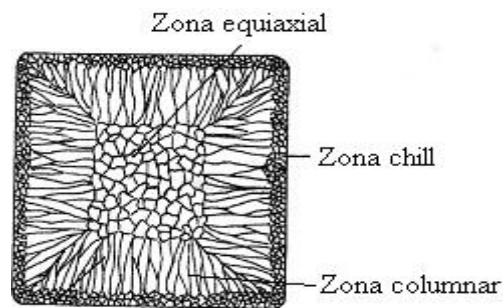


Figura 1.1. Solidificación de metales Fuente: Aguilar (2012).

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.

El contenido en carbono considera Okamoto (2000); Moffat *et al.* (2001) determinan 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 %, 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; bajos producen dendritas relativamente grandes, dado que el intervalo de temperatura entre las líneas de los líquidos y la eutéctica es mayor para estas aleaciones que para las fundiciones con 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. Cuando la fundición en su proceso de solidificación sigue el camino metaestable, la fase rica en carbono del constituyente eutéctico es cementita (Fe_3C), mientras que, cuando sigue el camino estable el eutéctico es austenita + grafito. Se distinguen, de este modo, las fundiciones blancas (diagrama metaestable), fundiciones grises (diagrama estable). En la figura 1.2 se muestran estas transformaciones de solidificación.

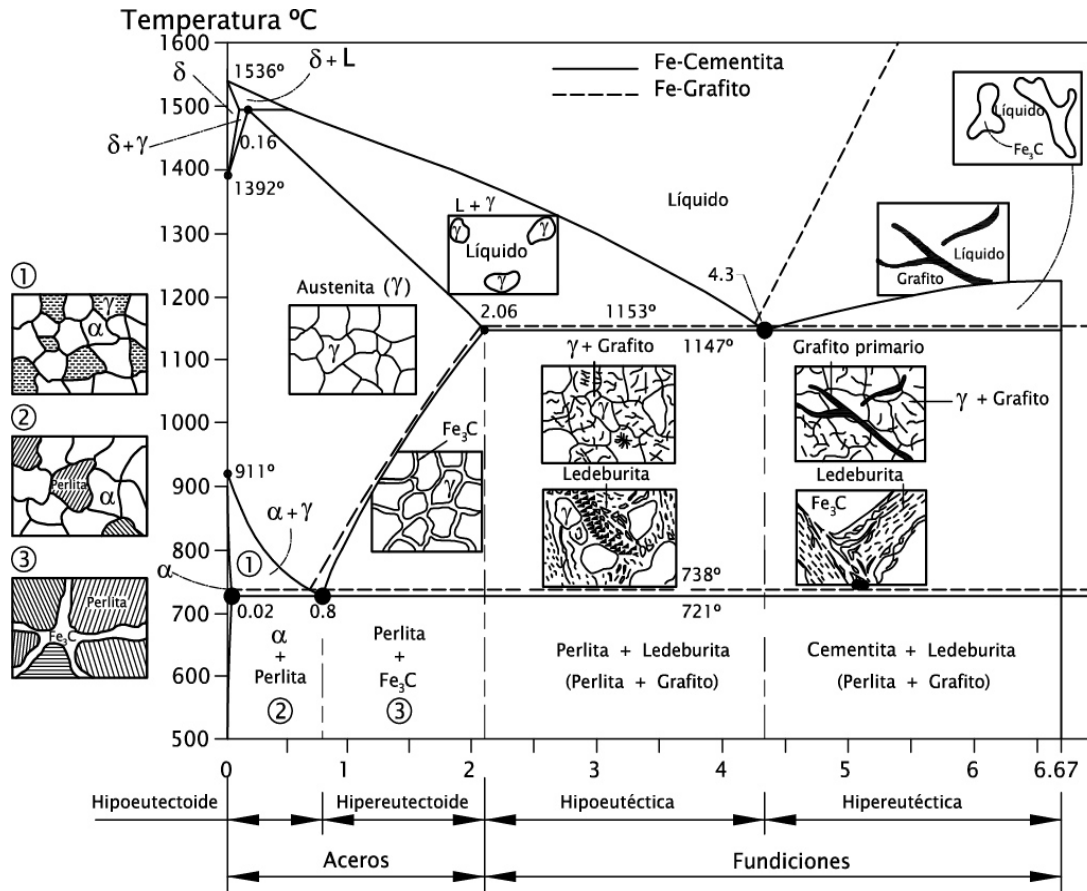


Figura 1.2. Diagrama hierro- carburo de hierro. Fuente: Avner (1998).

Según el diagrama la temperatura de fusión de las fundiciones es inferior a la temperatura de fusión de los aceros hasta el punto eutéctico de 4,8 % de carbono, donde la temperatura de fusión empieza a elevarse.

1.2.2. Efecto de los elementos de aleación en el hierro fundido

La influencia de los elementos de aleación está relacionada fundamentalmente con el control de la transformación de la austenita (Fukaura *et al.*, 2004). El carbono es sin lugar a dudas, después del hierro, el elemento más importante; se le puede encontrar combinado con el hierro (carbono combinado) en forma de carburo (o cementita con 6,67 % C) o en el estado libre de grafito (carbono libre o grafito).

Como señala Van de Velde (2000), 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. Un enfriamiento lento y la presencia de silicio, níquel, cobre; facilitan la formación de grafito, por lo que la solidificación se puede



explicar mediante el empleo del diagrama estable. La forma, cantidad, tamaño y distribución de las láminas de grafito deben ser controladas cuando se requiere obtener fundiciones de calidad. Por otra parte, un enfriamiento rápido y la presencia de agentes formadores y estabilizadores de carburos como el cromo y el molibdeno, dan lugar a la formación de carburos y la solidificación se explica a través del diagrama metaestable.

El hierro que se obtiene así presenta elevada dureza y no puede ser mecanizado con los medios normales en las máquinas herramienta. El proceso de solidificación del hierro fundido es un proceso muy complicado (Van de Velde, 2000); pues aún después de un período superior a 100 años, quedan algunos aspectos sin explicación sobre el doble diagrama Fe - C, no por la existencia de un doble sistema, ni porque las aleaciones con un muy alto contenido de carbono no pueden ser explicadas por este sistema, sino por la variedad de diagramas de que se dispone.

Otro aspecto que debilita los diagramas actuales es la formación de carburos a una temperatura baja como 1 080 °C, cuando se alea con elementos como el silicio, el cual solo se disuelve en la austenita sin intervenir en la composición de los carburos. Los elementos de aleación pueden provocar cambios en la velocidad de enfriamiento del hierro gris. El silicio contribuye a la formación de ferrita y austenita. Krause (1969) y Janowak (1983) plantean que el silicio disminuye la solubilidad del carbono en la austenita y favorece la difusión del carbono, por lo que beneficia la formación de grafito a partir de la descomposición de los carburos primarios.

La cantidad de silicio debe ser calculada, teniendo en cuenta el carbono total, la velocidad de enfriamiento y el espesor de las piezas. Maurer (1924) propuso un diagrama donde en función de los contenidos de C y Si se obtienen diferentes estructuras. Janowak y Gundlach (1987) proponen un nomograma, en papel logarítmico que permite la determinación de la resistencia a la tracción básica, a partir del carbono equivalente y el espesor en fundiciones grises no aleadas.

Uno de los aspectos más estudiado es la influencia de los elementos aleantes en el mejoramiento de las propiedades tribológicas. Se conoce que la causa de la sustitución de los elementos de máquinas de la industria y del transporte está determinada aproximadamente en el 50 % por el desgaste (Martín-Carvajal *et al.* 2013). 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	Engrosa	Decrece fuertemente	Ductiliza y favorece la formación de ferrita
Silicio	Favorece + 1	Decrece estabilidad	Engrosa	Decrece fuertemente	Ductiliza y favorece la formación de ferrita
Aluminio	Favorece +0,5	Decrece estabilidad	Engrosa	Decrece fuertemente	Ductiliza y favorece la formación de ferrita
Titanio	Favorece +0,4	Decrece estabilidad	Afina fuertemente	Decrece	Ductiliza y favorece la formación de ferrita
Níquel	Favorece +0,35	Decrece ligeramente estabilidad	Afina ligeramente	Decrece y estabiliza la perlita	Afina la perlita y aporta dureza
Cobre	Favorece +0,20	Indiferente	Indiferente	Decrece ligeramente	Aporta dureza
Manganeso	Favorece -0,25	Estabiliza	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y aporta dureza
Molibdeno	Favorece -0,30	Indiferente	Afina fuertemente	Aumenta ligeramente	Afina la perlita y aporta resistencia
Cromo	Se opone -1	Estabiliza fuertemente	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y aporta dureza
Vanadio	Se opone -2,5	Estabiliza fuertemente	Afina	Aumenta	Afina la perlita y aporta dureza

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, 2011).

Collini *et al.* (2008) refieren que 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 (este en muy poca proporción) aumentan la estabilidad de la ferrita y favorecen la formación de fundiciones de matriz ferrítica.

Teniendo en cuenta la influencia de los elementos aleantes Rojas-Fernández *et al.* (2015) han desarrollado investigaciones con el objetivo de incrementar la resistencia a la abrasión del hierro fundido aleado Ni-Resist, provocando la precipitación de partículas, manteniendo invariable la estabilidad química a partir de la adición de aluminio como inductor de compuestos intermetálicos y que contribuye a la formación o precipitación de partículas coherentes.

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 inferiores al 1,5%. En las 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 (2005); Çetin y Kalkanli (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).

Destaca Holmgren (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. En la figura 1.3 se muestra la influencia efecto de los elementos de aleación en las propiedades de una fundición gris.

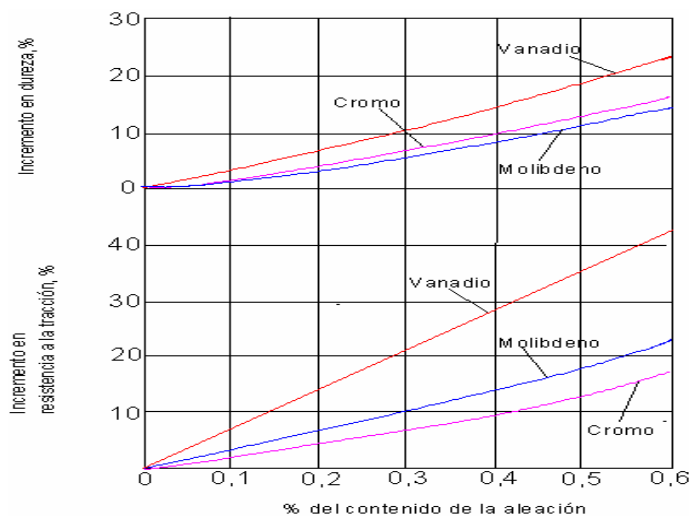


Figura 1.3. Efecto de los elementos de aleación en las propiedades de una fundición gris.

Fuente: ASM (1987).

Refiere Jabbari y Hosseinzadeh (2013) que, como es grande el número de fundiciones que pertenecen a este grupo 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. En cualquier aleación fundida, bajo condiciones normales de sobrecalentamiento, debe ser considerada la estructura del líquido, porque los átomos de soluto en ese solvente líquido, poseen (Quintero, 2009) orden de corto alcance cuya configuración electrónica de las capas externas es muy similar a la del estado base del átomo aislado. Al existir orden de corto alcance significa, que ese líquido es un sistema microheterogéneo bajo condiciones de equilibrio metaestable instantáneo, donde la mayoría de los átomos del solvente están en condición de desorden.



Al analizar las propiedades termofísicas: energía superficial y viscosidad cinemática de un líquido del sistema Fe-C-Si en función de la magnitud de su sobrecalentamiento, se encuentran cambios de fase anómalos junto a la aparición en la forma de histéresis estacionarias de estas propiedades físico-químicas (Khakimov, 1995).

1.2.3. Influencia del níquel en la fundición gris

Los elementos de aleación mejoran las propiedades mecánicas, la resistencia al desgaste, la pirosistencia, las propiedades de antifricción y otras de la fundición. En dependencia del contenido de elementos de aleación las fundiciones se dividen en de baja aleación (hasta el 3 % de elementos de la aleación); de alta aleación (más del 10 % de los elementos de la aleación) Zalkin y Kraposhin (2010). En calidad de elementos de aleación para la fundición se utiliza el níquel, cromo, molibdeno, manganeso, aluminio, cobre y titanio.

Según Bates (1984) el níquel es un graficador, pero sólo la mitad de efectivo que el silicio a este respecto. El propósito del elemento níquel (0,5 a 6,0 %) en los hierros grises es controlar la estructura, retardar la transformación de la austenita, estabilizar la perlita y mantener el carbono combinado en la cantidad eutectoide. Así, la microestructura de un hierro fundido bajo níquel muestra grafito, perlita y muy poca ferrita. El níquel es un elemento que facilita la formación de grafito y de perlita, aumenta la dureza y la resistencia a la tensión del hierro (Avner, 1992).

Saal *et al.* (2016) refieren que, en las fundiciones resistentes a la corrosión, se encuentran las pobres en cromo, que se caracterizan por una elevada resistencia a la corrosión en agua de mar y corriente. Las aleadas con 0,5-1 % de Ni, poseen una alta resistencia en álcalis, tienen una resistencia aun más elevada las aleadas con cromo y níquel (de a 0,5-1 % cada uno). Las aleadas con cobre y antimonio en cantidad de 0,8 % cada uno poseen elevada resistencia a la corrosión en ácido muriático (en 20 y 30 veces más que las fundiciones no aleadas).

El níquel en las aleaciones hierro - carbono reduce los puntos críticos A1 y A3, desplaza hacia la izquierda y hacia abajo los puntos críticos E y S, eleva algo la temperatura de transformación eutéctica, aumenta la estabilidad de la austenita, la solubilidad del carbono en soluciones líquidas y sólidas, como también el contenido de carbono en la eutéctica y eutectoide, es un elemento graficizante. El níquel actúa en la transformación eutéctica en forma análoga al silicio, al mismo tiempo retiene la desintegración de los carburos eutectoides y con ello estabiliza la perlita y contribuye al aumento de su grado de dispersión (Meyer

et al., 2014). Con un contenido mayor del 2% de níquel la estructura de la fundición se convierte al principio completamente perlítica, luego sorbítica; con un contenido de 4.5-5% de Ni se forma martensita.

El efecto del contenido de los elementos de aleación en la dureza, después de un perlitizado, se exponen en la figura 1.4, se muestra el efecto para dos fundiciones aleadas con diferentes contenidos de carbono equivalente, níquel y cromo.

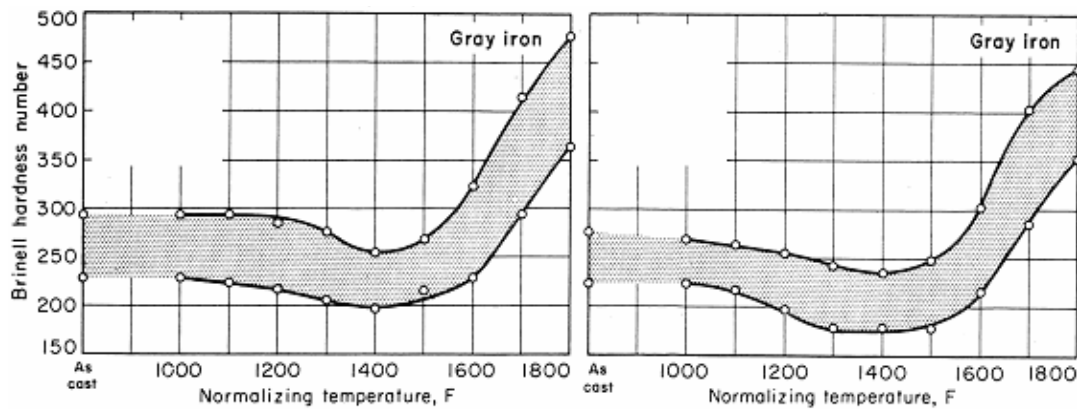


Figura 1.4. Dureza de dos fundiciones aleadas, mantenidas una hora por pulgada de espesor en la temperatura de perlitización, y luego enfriadas al aire. Fuente: ASM Handbook (1964).

En cuanto a las fundiciones de construcción de baja aleación refieren Hernández-de la Torre *et al.* (2019) que las fundiciones aleadas al cromo - níquel de diversas marcas contienen 0,3 - 0,4 % de Cr y 0,1 - 2 % de Ni. En la carga se introduce hasta un 8 % de fundición de combinado de Orsko-Jalilosvsk, la cual contiene en término medio 1 % de Ni y 2,5 - 2,7 % de Cr. La fundición aleada con 0,25 - 0,35 % de Cr y 0,25 - 0,35 % de Ni se emplea para la elaboración de los bloques de cilindros para automóviles, tambores de freno, bancadas para máquinas y otras molduras importantes en la construcción de maquinaria. Estas fundiciones tienen altas propiedades mecánicas y buena resistencia al desgaste.

Suzuki (1991) propone un hierro fundido aleado con cromo, molibdeno, níquel y cobre, con adiciones cercanas al 5 %. Esta aleación se utilizó para fabricar cilindros, bloques de cilindros y cigüeñales. También se tienen en cuenta las observaciones realizada por Martín y García (2017), acerca de otras variantes de hierro fundido gris mejorado.

Pino *et al.* (2005), obtienen un hierro aleado resistente al desgaste abrasivo desarrollado para la producción de paletas de las mezcladoras usadas para la producción de piezas fundidas para la industria azucarera, a

partir de un hierro con un 5 % de aleación, obtenido en un horno de inducción, aleado en cuchara, el cual puede ser maquinado para lograr determinadas formas y posteriormente tratado térmicamente para elevar su resistencia al desgaste. Logran el incremento de la dureza y la resistencia al desgaste a través de un temple volumétrico y revenido bajo.

1.3. Formación de grafito en las fundiciones

La aparición del grafito en vez de cementita en las aleaciones hierro - carbono, es debida a la inestabilidad del carburo de hierro en determinadas circunstancias y condiciones que hacen posible su existencia y favorecen, en cambio la formación (Krause, 1969). Las principales circunstancias que favorecen la formación son: un elevado porcentaje de silicio y un enfriamiento relativamente lento. Experimentalmente se ha comprobado también que la presencia de núcleos de cristalización en la fase líquida ejerce gran influencia en la formación del grafito. La máxima temperatura alcanzada por la aleación durante la fusión y la temperatura de colada, también influyen en la cantidad, tamaño y distribución de las láminas de grafito. En algunos casos el grafito se forma directamente y en otros se forma al desdoblarse la cementita en grafito y hierro.

La fundición gris (figura 1.5) (a excepción de la blanca) se diferencia del acero debido que en su estructura hay inclusiones de grafito cuya cantidad, forma, tamaño y distribución varían dentro de unos límites muy amplios y da lugar a diferentes fundiciones grises. Estas fundiciones son un material compuesto de grafito y de otro material matriz que frecuentemente está compuesto por un intermetálico cerámico (cementita) y otro material (ferrita) que es metálico.

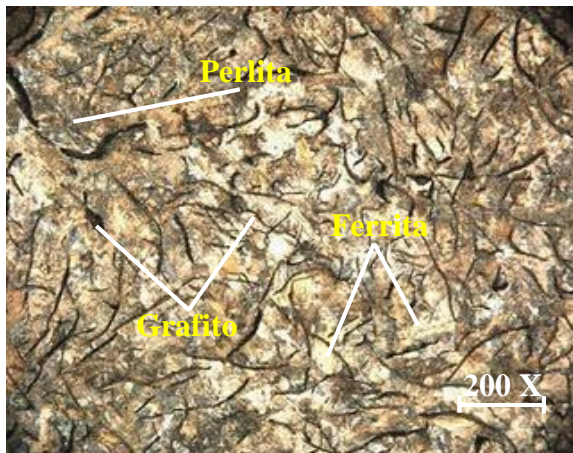


Figura 1.5. Hojuelas de grafito en el hierro fundido gris. Fuente: Sánchez *et al.* (2007).



Según Smith (2005) una característica distintiva del hierro gris es que el carbono se encuentra en general en forma de grafito, adoptando formas irregulares descritas como fractura en las piezas elaboradas con esta aleación. 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.

En los procesos de enfriamiento correspondiente al diagrama estable, la separación del grafito puede realizarse en zonas y a temperaturas parecidas, a las de aparición de la cementita en el diagrama metaestable. En las aleaciones hipereutécticas se puede empezar a formar grafito durante la solidificación (primario), según la línea líquido - líquido + grafito. Luego se puede formar a la temperatura eutéctica, 1 154 °C aproximadamente (Nomoto *et al.*, 2006).

A esa temperatura eutéctica, de acuerdo con el diagrama estable, se forma austenita saturada y grafito (en proporciones eutécticas), en lugar de formarse austenita saturada y cementita (ledeburita), como ocurre en las aleaciones que solidifican de acuerdo con el diagrama metaestable. Al continuar luego el enfriamiento, el grafito también puede precipitar según la línea austenita - austenita + grafito y finalmente, a la temperatura eutectoide la austenita, de composición eutectoide, puede transformarse en ferrita y grafito.

Según Petty (1968), en la práctica casi nunca se transforma todo el carbono en grafito y es frecuente que durante el enfriamiento se forme grafito al realizarse una parte de las transformaciones de acuerdo con el diagrama estable. Luego se forma cementita al realizarse otra parte de las transformaciones según el diagrama metaestable. La cantidad de grafito o cementita que se forme, en cada caso, depende de que sea grande, pequeña o intermedia la influencia que ejerzan los factores que favorecen la formación del grafito o la formación de cementita.

Considera Sy (1959) que el grafito se forma más fácilmente a temperaturas elevadas que a bajas temperaturas. En las fundiciones hipereutécticas se realiza más fácilmente la formación de grafito cuando parte de la aleación está todavía fundida, que cuando toda ella se encuentra en estado sólido. Esto quiere decir que en las aleaciones hipereutécticas, el carbono se deposita más fácilmente en forma de grafito proeutéctico que en forma de grafito eutéctico. También es más fácil la formación del eutéctico que la formación del grafito proeutectoide y finalmente, el grafito proeutectoide se forma más fácilmente que el eutectoide.



Los elementos Si y P sustituyen una parte del carbono. El carbono equivalente expresa cuantitativamente esta sustitución y permite citar una fundición sobre el diagrama binario Fe-C para relacionarlo con el eutéctico binario ($C_{eq} = 4,3 \%$). Permite, por lo tanto, conocer aproximadamente sus temperaturas de inicio y fin de solidificación, evitando recurrir a incómodos diagramas ternarios. Así mismo, las propiedades de las fundiciones se pueden expresar en función del carbono equivalente.

1.4. Tratamiento térmico del hierro fundido gris

Los tratamientos en las fundiciones grises se realizan con la finalidad de mejorar sus propiedades, entre los tratamientos más utilizados están el recocido y el normalizado, pero también se puede aplicar temple y revenido como si se tratara de un acero al carbono (Jabbari y Hosseinzadeh, 2013). 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 y 950°C durante 1hs más 1hs por cada 25 mm de espesor de sección, para homogeneizar el hierro (Murakami, 2006; Sánchez-Vergara y Campos-Silva, 2010).

Cuando se presentan carburos en la estructura la temperatura debe ser aproximadamente entre 900 y 950 °C, la cual descompone los previos a los siguientes pasos del tratamiento térmico. El tiempo puede extenderse de 6 a 8 hrs 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/hrs.

Plantean Wang *et al.* (2006) que, en los resultados influye la templabilidad de cada fundición. Esta 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.

Ha sido planteado por Larrañaga y Sertucha (2010) que 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.

De acuerdo con Callister (2003) el empleo de los recocidos es mayormente empleados para disminuir la dureza en 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.

Refiere Smith (2005) que, al suceder lo anterior 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 blando.

Según Lacaze *et al.* (2013), cuando se presentan carburos en la estructura la temperatura debe ser aproximadamente de 900 a 950 °C, lo cual descompone los carburos previos a los siguientes pasos del tratamiento térmico. El tiempo puede extenderse de 6 a 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 de 50 a 100 °C/hs.



1.4.1. Tipos de tratamiento térmico en los hierros fundidos

Plantea Callister (2003) que 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. En términos de tratamiento térmico Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006), plantea que las fundiciones grises pueden ser consideradas una composición de grafito libre (laminar) y hierro eutectoide (matriz). La situación puede ser complicada por la variedad de sección, por consiguiente, la respuesta térmica variará un poco.

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 (2010) considera 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.

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

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

1. Los recocidos para la eliminación de tensiones se realizan a temperaturas 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.

Si no se eliminaran estas tensiones, las piezas pueden sufrir luego deformaciones durante la mecanización o durante el funcionamiento que, en ocasiones, crean importantes problemas y dificultades. Deben emplearse velocidades lentas de calentamiento y en especial de enfriamiento, para evitar nuevas tensiones o roturas, sobre todo cuando las piezas son de formas complicadas. En la figura 1.6 se muestran los ciclos más empleados para el recocido de las fundiciones grises.

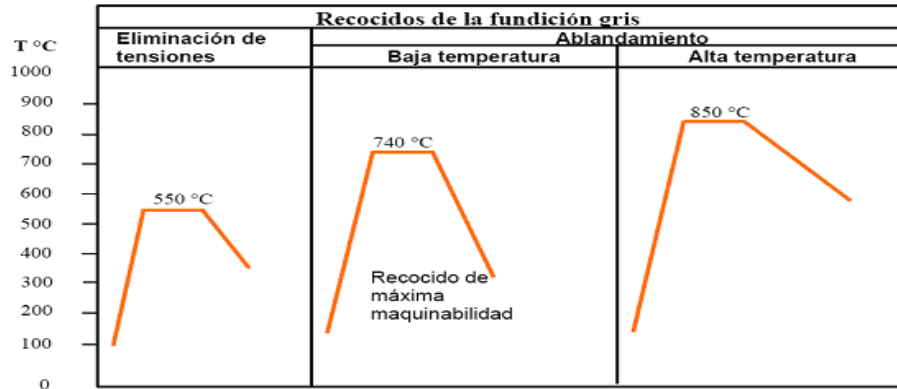


Figura 1.6. Ciclos más empleados para el recocido de las fundiciones grises.

Fuente: Rivera (2000).

Coinciden en plantear Rivera *et al.* (2004); 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.



Según Larrañaga y Sertucha (2010), la aplicación de un temple convencional y revenido en fundiciones grises, está sujeto a ciertas dificultades, especialmente cuando las fundiciones son complejas o tienen grandes diferencias de secciones. Para minimizar estas dificultades se puede utilizar un temple menos severo, como puede ser el uso de aceite caliente que reduciría el impacto térmico del temple convencional.

El tratamiento térmico más aplicado con la excepción del relevado de esfuerzos, en los hierros colados, de acuerdo con Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006), es el recocido; este proceso para un hierro gris consiste en calentar la pieza hasta una temperatura suficientemente alta para ductilizarlo y para minimizar o reducir los carburos eutécticos, con el propósito de mejorar su maquinabilidad. El recocido reduce significativamente las propiedades mecánicas. El grado de reducción de propiedades con este tratamiento depende de la temperatura, tiempo de permanencia y elementos aleantes presentes con el hierro. En la tabla 1.2 se muestra una relación de los tratamientos aplicables al hierro gris.

Tabla 1.2. Principales tratamientos térmicos aplicables al hierro gris. Fuente: Vélez (2006)

Tipo de tratamiento térmico		Rango de temperaturas (°C)
Recocido	Ferritizante	595 –760
	Medio-total	790 –900
	Grafitizante	870 –940
Normalizado		885 –925
Temple/revenido		870 -900/510–550
Austenitizado		845 –855
Austempering		230 –425
Martempering		205 –260
Endurecimiento con flama		845 –870
Relevo de esfuerzos		545 –600

Para la mayoría de los hierros grises se recomienda que el proceso de recocido se aplique entre 705 y 760 °C. Es recomendable que el perfil de temperatura dentro del horno debe ser tal, que el rango sea seguro para que la pieza esté dentro de dicho rango. Además, se debe permitir el tiempo necesario para asegurar la transformación o permitir la grafitización total, un tiempo recomendado es una hora por pulgada de sección (25,4 mm), debiendo considerar que a temperaturas inferiores a 705°C se debe incrementar el tiempo de permanencia. La velocidad de enfriamiento para este proceso no es muy importante, sin embargo, es conveniente un enfriamiento lento, un valor recomendado es de 110 °C /hr (Velez, 2006).



1.5. Conclusiones del capítulo 1

- ✚ Las fundiciones de hierro con grafito laminar, se pueden obtener distintas formas de láminas al incrementar el contenido de carbono equivalente por encima de 4,3 %, para cambiar la composición de hipoeutéctica a hipereutéctica, con beneficio de esta última con capacidad de amortiguamiento y su buena difusividad térmica.
- ✚ El contenido en las fundiciones grises 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.
- ✚ Una de las variantes que se puede emplear para minimizar el efecto de las tensiones en las fundiciones grises es a través de los tratamientos térmicos, con el objetivo de generar una estructura ferrítica y remover perlita y carburos para lograr mayor ductilidad y tenacidad.



Capítulo 2

Materiales y Métodos



CAPÍTULO. 2 MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Los aceros y las fundiciones, son los materiales estructurales primarios que componen el sistema de aleaciones binarias más importantes hierro - carbono. La producción por fundición se considera como la base fundamental para la elaboración de los productos en la construcción de maquinarias, sin embargo, luego del proceso de obtención se realizan tratamiento térmico fundamentalmente para eliminar las tensiones internas que surgen durante el fundido, así como en la disminución de la dureza y mejoramiento de la maquinabilidad por corte y una elevación de las propiedades mecánicas. Estas tensiones conducen con el tiempo a la variación de las dimensiones y formas.

En este capítulo se plantea como objetivo establecer el procedimiento metodológico para realizar el proceso de tratamiento térmico de la fundición gris aleada para ser empleada en elementos sometidos a procesos de desgastes.

2.2. Composición química de la fundición gris

Para establecer la composición química de la fundición se considera la selección de los elementos de aleación sobre la base del uso en pequeñas cantidades de un elemento que fuera promotor de la perlita, para ello se seleccionó una fundición gris con pequeña aleación de níquel. En la tabla 2.1 se muestra la composición química estándar según la clasificación de la norma *American Society for Testing Materials* (ASTM A 48).

Tabla 2.1. Composición química del hierro gris, % en masa

Fundición	C	P	S
Gris	2,30 -3,50	0,06 máx.	0,12 máx.
	Si	Mn	Fe
	1,50 - 2,00	0,6 - 0,65	Resto

Se comprobó la influencia de estos elementos de aleación sobre la dureza y la maquinabilidad, se varió la adición del elemento níquel en un 0,01 % con respecto al carbono, para la fabricación de fundiciones de alta resistencia de 350 a 500 MPa, se emplea de 0,5 a 3 %. 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.



El elemento níquel es un gratificador, pero sólo como la mitad de efectivo que el silicio a este respecto. El propósito del níquel de 0,5 a 6,0 % en este hierro gris es controlar la estructura, que retarde la transformación de la austenita, establezca la perlita y mantenga el carbono combinado en la cantidad eutectoide. Así, la microestructura con estas condiciones debe presentar una estructura de grafito, perlita y muy poca ferrita, resistente al desgaste.

La cantidad de carbono en forma de grafito o de cementita depende de la velocidad de enfriamiento, la cual está muy relacionada con el espesor de la pieza, mientras mayor sea el espesor menor será la velocidad de enfriamiento y mayor tendencia a la grafitización. El silicio, en cantidades superior al 1,5 % es un elemento acelerador de ferrita.

2.3. Cálculo del carbono equivalente

El contenido de carbono recomendado para producir una solidificación adecuada de la fundición gris está alrededor del 3,5 %. Esa cantidad puede variar de acuerdo con el contenido de silicio de la fundición, se procura mantener el carbón equivalente en un valor cercano a la composición eutéctica, aproximadamente 4,3 % C. La influencia combinada del carbono y el silicio se determina como:

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

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 este contenido de carbono; el aumento de la fracción de esa fase genera una disminución de la resistencia a la tracción. El carbono equivalente está relacionado con la composición según Velez *et al.* (1996).

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

Donde:



% Mn - manganeso; %

% S - azufre; %

El cálculo del CE permite evaluar el efecto de la composición de los elementos en las fundiciones aleadas. Permite estimar si la misma será hipo o hipereutéctica durante la solidificación.

2.3.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición

A efectos de determinar el contenido de C y Si de la fundición 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 ecuaciones siguientes (Dardati *et al.*, 2004).

$$Si \left[\% = \frac{2\,085,4 - C_{ET}}{22,7} \right] \tag{2.3}$$

$$C[\%] = \frac{(2\,994 - T_{AL} - 53,07 \cdot \% Si)}{212,3} \tag{2.4}$$

$$T_{AL} = 1\,569 - 97,3 \left(C + \frac{1}{4} Si \right) \tag{2.5}$$

Donde:

C_{ET} - carbono equivalente total; %

T_{AL} - temperatura del liquidus 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).

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

En la cual, $C\gamma^{\circ}$ 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.

El contenido de manganeso varía en función de la matriz, puede ser tan baja como 0,1 % para hierros ferríticos y alta como 1,2 % para hierros perlíticos, es un 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, promueve la resistencia a la grafitización; por lo tanto, el contenido necesario para reaccionar con azufre, sirve para retener microestructuras perlíticas, generando así las matrices perlíticas en las fundiciones.

2.3.2. 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 menor a 4,3. Se han establecidos 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:

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

Donde Sc 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 solo 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 %.

Según los métodos de control, al conocer el valor de algunos de ellos, se puede determinar con 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 fundiciones eutécticas y eutectoides del diagrama estable varían con el contenido de silicio y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable.

2.3.3. 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, lo cual se logra con el uso de este diagrama en dos dimensiones, pero cuyas líneas de líquidus, sólidas 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 sólidos de la austenita, T_E es la temperatura eutéctica y T_{GL} es la temperatura de líquidos del grafito, en °C. El significado de las temperaturas T_{AL} , T_{AS} , T_E , T_{GL} se muestra en la figura 2.1 que se corresponde con un sector del diagrama de equilibrio Fe - C - Si para un determinado porcentaje de Si.

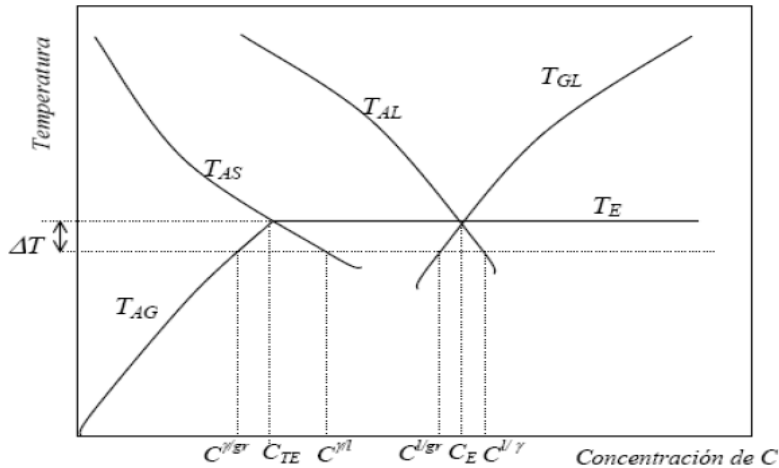


Figura 2.1. Región eutéctica del diagrama un Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si.

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

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

Siendo C_{TE} en %.

De las ecuaciones anteriores se despejan 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).

$$C^{l/\gamma} = \frac{1}{97,3} (1569 - T - 24,32 \cdot Si) \quad (2.16)$$

$$C^{\gamma/l} = \frac{1}{177,9} (1528,4 - T - 32 \cdot Si) \quad (2.17)$$



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

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

2.3.4. Determinación de las variables termodinámicas

Se utilizaron correlaciones para el cálculo de las temperaturas de transformación del líquido (2.19 y 2.20), del eutéctico gris (2.21) y del eutéctico blanco (2.22), las que fueron tomadas de las referencias (Heine, 1986; Glover *et al.*, 1982; Maijer *et al.*, 1999; Stefanescu y Katz, 2008).

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

$$T_l = 389,1 \cdot C + 0,31 \cdot Si - 505,8 \quad 4,26 \leq CE < 4,60 \quad (2.20)$$

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

$$T_g = 1138,2 - 6,93 \cdot Si + 2,5 \cdot P - 1717 \cdot Si + 2,5 \cdot P \quad (2.22)$$

2.4. Plan experimental para el tratamiento térmico

Para el desarrollo del plan experimental se fundieron seis probetas de hierro gris aleado al níquel, de las cuales, tres fueron sometidas a tratamiento térmico con el objetivo de transformar su estructura y obtener de esta un mejor rendimiento mecánico según su uso posterior. El tratamiento se realiza ya que 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. Para lograr la transformación de la fundición aleada y obtener estructura en correspondencia 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.

2.4.1. Tratamiento térmico de recocido de alivio de tensiones

El recocido se realizó para garantizar el alivio de tensiones residuales en el material, las cuales surgen por el proceso de fundición, para lograr una homogeneización de la microestructura y garantizar una pequeña cantidad de ferrita. De esta forma quedará preparada la estructura que será sometida a temple, donde deben ocurrir nuevas transformaciones que darán lugar a otras estructuras. El recocido se aplicó a tres probetas. En la figura 2.2 se muestra las probetas para el tratamiento térmico.



Figura 2.1. Muestras obtenidas del proceso de moldeo para tratamiento térmico.

La temperatura seleccionada para el recocido fue de 900 °C. De esta forma, después de sobrepasar la temperatura crítica y llegar a los 900 °C, se mantiene a esta temperatura durante una hora, 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 cede 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. En la tabla 2.2 se muestra el procedimiento empleado para el tratamiento térmico.

Tabla 2.2. Parámetros considerados

Nº	Condición	Temper.de TT (°C)	Etapas	Microestructura	Medio
1	Establecida por norma	----	----	Grafito-Ferrita	
2	Muestra sin TT	----	----	----	
3	Tratamiento térmico (1)	900	1	----	Horno
4	Tratamiento térmico (2)	900	1	----	Horno
5	Tratamiento térmico (3)	900	1	----	Horno

Para establecer criterios de comparación, se consideró la estructura establecida por la Norma ASTM A 48, la estructura de la muestra luego del proceso de obtención por fundición, con lo cual se determina los posibles cambios que pudieran haber existidos en ambas muestras y, por último, se consideran las tres muestras sometidas al tratamiento térmico.

Se aplicó este recocido para disminuir la dureza, la temperatura a emplear está entre el rango desde 800 a 900 °C, la escogida fue de 900 °C, con enfriamiento en el horno a puertas cerradas. Este tratamiento se realiza debido a que, en ocasiones, las fundiciones grises, en bruto de colada, quedan relativamente duras y su mecanización es difícil.

En muchos casos, las microestructuras de estas fundiciones en bruto están constituidas por grafito y ferrita y cantidades variables de perlita y sorbita. Los constituyentes, perlita y sorbita, son los que dan alta dureza y cuando interesa mucho facilitar la mecanización conviene transformarlos por recocido, en ferrita y grafito. Para conseguir después del recocido una estructura de ferrita y grafito, que es la mejor para el mecanizado, debe alcanzarse en el recocido una temperatura de unos 900 °C aproximadamente.

2.4.2. Horno empleado para el tratamiento térmico

Se empleó un horno de mufla, en el cual se generan elevadas temperaturas y sirve para calentar materiales que son sometidos a distintos procesos de tratamiento térmico, se encuentra ubicado en el laboratorio de química de la Universidad de Moa. 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.



Presenta como características 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 que asegura una duración de temperatura excepcionalmente larga. Excelente aislamiento térmico de fibrocerámica de baja densidad y conductividad térmica. Consumo reducido a máximo rendimiento. 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. Preparación metalográfica de las muestras

La preparación defectuosa de las probetas puede arrancar las inclusiones importantes, destruir los bordes de grano, revenir un acero templado y originar una estructura superficial distorsionada que no guarda ninguna relación con la superficie representativa y características del metal. Las operaciones se resumen en el siguiente orden, según la norma NC 10 - 56:86; ASTM E 3 - 95.

1. Selección de la muestra.
2. Montaje y preparación de la muestra.
3. Ataque de la muestra.
4. Análisis microscópico.
5. Obtención de microfotografías.

Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en un torno 16 K 20. Los regímenes de corte empleados fueron número de revolución de 250 r/min y avance de 0,25 mm/r, las dimensiones de las muestras son de 30 x 15 mm, el proceso se realizó en seco. El desbaste se realizó, en una desbastadora de cinta rotativa del tipo MONTASUPAL, ubicada en el Laboratorio de Tecnología de los Metales de la Universidad de Moa, con papeles abrasivos de diferentes grados, colocados sobre discos giratorios. Se giró al pasar de un abrasivo a otro para ir borrando las huellas del abrasivo anterior, se utilizaron la serie: 220, 280, 320, 400, 500 y 800, luego de la operación se lavaron las probetas con agua abundante.

Las características de la máquina son las siguientes:

Tensión	250 V
Corriente	2,5 A



Número de revoluciones	300 – 1 000 r/min
Potencia del motor	3,7 kW

En el pulido se eliminaron las rayas finas producidas en la última operación de desbaste hasta que se logró una superficie con acabado espejo. Se pulió con el apoyo de la cara desbastada de la probeta sobre un paño embebido con una suspensión acuosa de óxido de cromo el cual se aplicó sobre el disco de la pulidora, el paño utilizado fue de fieltro, luego del pulido se lavaron las probetas con alcohol y secada finalmente con aire seco y caliente.

En el ataque se empleó como reactivo químico el nital al 2 %, en un tiempo de 30 segundos, se tomó la probeta con la pinza y se sumergió con la cara pulida hacia abajo en el reactivo contenido en el cristizador. Se extrajo, se lavó con alcohol y se secó con aire seco y caliente.

2.5.1. Observación microscópica del hierro gris

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca marca NOVEL modelo NIM-100, ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Universidad de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación de forma paralela al ocular. El microscopio presenta objetivo acromático de 10 X, 80 X, 100 X, para el caso objeto de estudio, la observación se realizó a 100 X.

El análisis microestructural consistió en la observación de la muestra patrón del hierro gris. Se determinó con el objetivo de establecer el comportamiento de la fundición, después del proceso de colada y luego de haber sido sometida a tratamiento térmico. La figura 2.4 se corresponde con la muestra patrón del hierro fundido gris.

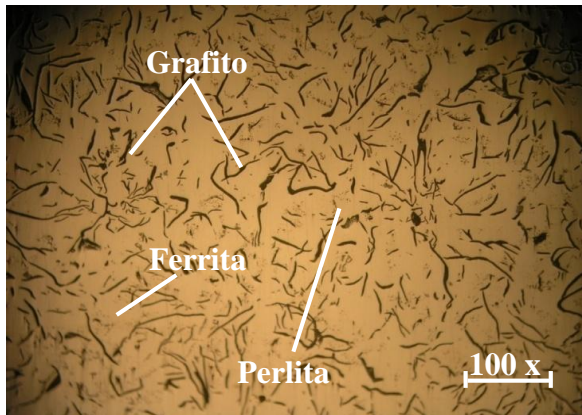


Figura 2.4. Microestructura patrón del hierro fundido gris. Fuente: Barreiro (1996).

La microestructura se corresponde con la muestra patrón de la aleación después del ataque, se observa un grafito del tipo A, distribuido en una matriz ferrita-perlita. Es clasificada con un tamaño de grafito número 2 según la ASTM A-247-67. La ferrita, se encuentra alrededor de las láminas de grafito, la segregación producida durante la solidificación, favorece la presencia de elementos promotores de perlita.

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 los nódulos de grafito.

2.5.2. Ensayo de dureza Vickers

La microdureza se determinó en un microdurómetro modelo: TGG-2 como se muestra en la figura 2.5, ubicado en el laboratorio de Ciencias de los Materiales de la Universidad de Moa. La superficie de la probeta se preparó a través del desbaste y el pulido.



Figura 2.5. Microscopio utilizado para el ensayo de dureza Vickers.



El empleado consta de un mecanismo de carga con una punta de diamante y de un microscopio metalográfico. El ensayo de dureza Vickers (HV) se realizó para determinar volúmenes microscópicos pequeños de la fundición. El número se determinó por el tamaño de las huellas obtenidas en las diagonales. Para calcularla se utilizó las ecuaciones siguientes:

$$HV = 1,854 \cdot \frac{P}{d^2} \left[\frac{kgf}{mm^2} \right] \quad (2.23)$$

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

$$\text{Dureza promedio: } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \left[\frac{kgf}{mm^2} \right] \quad (2.25)$$

Donde:

1,8544 - constante

P - peso, kgf

Para determinar la dureza (HV) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 10 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 10 segundos, las medidas se tomaron para nueve puntos de prueba, seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas.

2.5.3. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

Para determinar los microconstituyentes, se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB, como se muestra en la figura 2.6. 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.

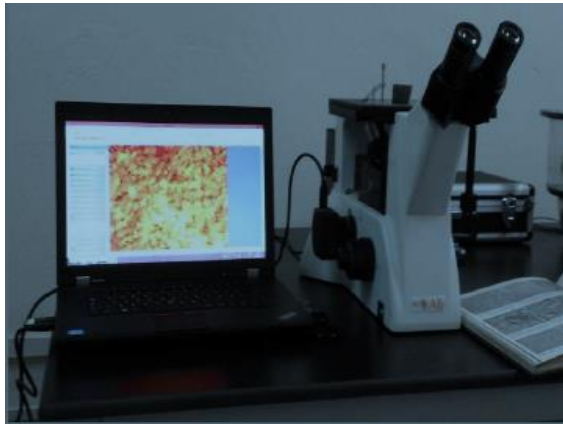


Figura 2.6. Microscopio óptico reflexivo.

Se realizó la reflexión de la luz de una probeta ya pulida con el objetivo de evaluar los microconstituyentes. Presenta una cámara digital acoplada, la cual va desde el microscopio hacia una laptop marca LENOVO, donde se encuentra un programa analizador de imágenes tomadas desde la misma. Funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. Se evaluó las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos, se elaboró un reporte técnico con estas características.

En este microscopio se determinó el comportamiento microestructural de las muestras de la fundición gris, tanto en bruto de colada, como después del tratamiento térmico. Se realizó el conteo del porcentaje de los microconstituyentes presentes. En la tabla 2.3 se muestra el procedimiento para el análisis según la norma ASTM A 247.

Tabla 2.3. 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 %

La representación digital de la imagen consiste en una serie de números que describen el color y brillo de pequeñas porciones de imagen llamadas píxeles. Los píxeles corresponden a sensores individuales de luz dentro de la cámara. Cada número describe el color y brillo promedio que llega a cada sensor de luz. En este ensayo, cuando en la estructura, los granos presentan diferentes colores, indica la existencia de más de un microconstituyente. 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. La profundidad de color indica el número de colores que puede tomar cada pixel.

2.6. Procesamiento estadístico de los datos

Para comprobar la idoneidad del método y los modelos propuestos se desarrolló el tratamiento estadístico de los resultados, tanto los simulados como los experimentales, se realizaron con la utilización del tabulador Microsoft Excel 2016 y el paquete estadístico STATGRAPHICS Plus, que permitió establecer la correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales. La tabla 2.4 muestra la matriz de planificación de experimentos para evaluar el comportamiento de la dureza con respecto al tratamiento térmico aplicado a las muestras.

Tabla 2.4. Planificación de experimentos para tratamiento térmico vs dureza

D	Probetas en bruto de colada				Probetas con TT a 900 °C			
	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
0,0	HV1 _{0,0}	HV2 _{0,0}	HV3 _{0,0}	HVP _{0,0}	HV1 _{0,0}	HV2 _{0,0}	HV3 _{0,0}	HVP _{0,0}
0,25	HV1 _{0,25}	HV2 _{0,25}	HV3 _{0,25}	HVP _{0,25}	HV1 _{0,25}	HV2 _{0,25}	HV3 _{0,25}	HVP _{0,25}
0,5	HV1 _{0,5}	HV2 _{0,5}	HV3 _{0,5}	HVP _{0,5}	HV1 _{0,5}	HV2 _{0,5}	HV3 _{0,5}	HVP _{0,5}
0,75	HV1 _{0,75}	HV2 _{0,75}	HV3 _{0,75}	HVP _{0,75}	HV1 _{0,75}	HV2 _{0,75}	HV3 _{0,75}	HVP _{0,75}
1,0	HV1 _{1,0}	HV2 _{1,0}	HV3 _{1,0}	HVP _{1,0}	HV1 _{1,0}	HV2 _{1,0}	HV3 _{1,0}	HVP _{1,0}
1,25	HV1 _{1,25}	HV2 _{1,25}	HV3 _{1,25}	HVP _{1,25}	HV1 _{1,25}	HV2 _{1,25}	HV3 _{1,25}	HVP _{1,25}
1,5	HV1 _{1,5}	HV2 _{1,5}	HV3 _{1,5}	HVP _{1,5}	HV1 _{1,5}	HV2 _{1,5}	HV3 _{1,5}	HVP _{1,5}
1,75	HV1 _{1,75}	HV2 _{1,75}	HV3 _{1,75}	HVP _{1,75}	HV1 _{1,75}	HV2 _{1,75}	HV3 _{1,75}	HVP _{1,75}
2,0	HV1 _{2,0}	HV2 _{2,0}	HV3 _{2,0}	HVP _{2,0}	HV1 _{2,0}	HV2 _{2,0}	HV3 _{2,0}	HVP _{2,0}
2,25	HV1 _{2,25}	HV2 _{2,25}	HV3 _{2,25}	HVP _{2,25}	HV1 _{2,25}	HV2 _{2,25}	HV3 _{2,25}	HVP _{2,25}

Se realizó un barrido de dureza en las muestras fundidas, tanto para aquellas en bruto de colada, como para las tratadas térmicamente, se consideró las variaciones que se generan en todas las superficies. Durante el procedimiento, las mediciones se realizaron de un extremo al otro, luego fueron promediadas, de esta forma se analiza el comportamiento del borde por la rápida solidificación, el centro donde la solidificación es más lenta. En la figura 2.7 se muestra el barrido de dureza longitudinal realizado a las muestras.

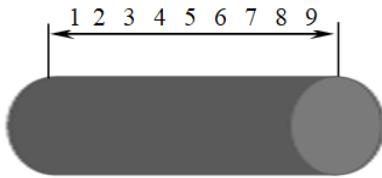


Figura 2.7. Barrido de dureza longitudinal en las muestras fundidas y tratadas térmicamente.

Variable distancia: se seleccionó, teniendo en cuenta que, luego del proceso de fundición el material no es homogéneo en toda su masa, así como pudieran existir zonas duras luego del tratamiento térmico. Permitirá determinar las propiedades mecánicas en diferentes partes (dureza), así como el comportamiento microestructural.

Variable dureza: es uno de los parámetros más importantes de los materiales, se admite también que es el más relevante en cuanto a la influencia en la resistencia al desgaste abrasivo, adhesivo y a la fatiga por contacto superficial. Esta define el comportamiento del proceso.

2.6.1. Determinación de los coeficientes de regresión

En el modelo de regresión la variable dependiente Y , es una variable aleatoria, mientras que los factores o variables independientes se consideraron como variables no aleatorias. Se argumenta en el hecho de que en las aplicaciones prácticas los valores de las X_i suelen ser controladas o elegidas de antemano por el investigador, a los factores también se les denomina variables explicativas, ya que ellos en definitiva son los que explican el comportamiento de la variable dependiente (Box y Hunter, 1989). La regresión del diseño de experimento se determina como:

$$Y_1 = b_0 + b_{1X_1} + b_{2X_2} + b_{12X_{12}} \quad (2.26)$$

Donde Y_1 es la dureza obtenida del ensayo en HV; X_1 es la temperatura del tratamiento térmico aplicado a las muestras y X_2 es la muestra sin el tratamiento térmico.

2.6.2. Cálculo de la varianza

como técnica estadística en el análisis de la varianza se consideró el ANOVA ya que permite el estudio de las características medidas u observadas, cuyos valores dependen de varias clases de efectos que operan simultáneamente, esta técnica se basa en la división de la variabilidad total de una característica medible, causada por diferentes factores que intervienen en el problema (Ostle, 1975 y Sarache, 2004). Después de calcular los coeficientes de regresión se realizó el procesamiento estadístico de los datos, determinando la varianza por la siguiente ecuación:

$$J_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} J_{yi}^2}{N_o} \quad (2.27)$$

La significación de los coeficientes de regresión se comprobó por el criterio de t de student para una probabilidad de un 95 % o un intervalo de confianza de 0,05 y 15 grado de libertad ($N - 1$).



Posteriormente se calculó la varianza por la siguiente ecuación:

$$J_{aj}^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_o} (y - y^{\text{mod } f})^2}{N_o - K_o - 1} \quad (2.28)$$

Donde $N_o = j$ y K_o , son el número de coeficientes significativos.

Por la ecuación 2.29 se calcula el coeficiente de fisher (F_{cal}) y se compara con el fisher tabulado (F_{tab}) según los grados de libertad del numerador y del denominador:

$$F_{cal} = \frac{J_{aj}^2}{J_y^2} \quad (2.29)$$

Si el $F_{cal} > F_{tab}$, entonces la ecuación describe adecuadamente el campo de la experimentación.

2.7. Conclusiones del capítulo 2

- ✚ El hierro fundido gris en estado de fundición y establecido por la norma ASTM A 48, presenta una estructura con grafito del tipo A, distribuido en una matriz ferrita-perlita, con un tamaño de grafito número 2 según la ASTM A-247-67.
- ✚ Fueron caracterizados los materiales y equipos a emplear en la experimentación, así como la metodología de cálculo para determinar las transformaciones que ocurren en la fundición gris en correspondencia con el silicio y el carbono de acuerdo al diagrama hierro - carbono.
- ✚ Quedó establecido el diseño de experimentos para evaluar el comportamiento de las durezas Vickers en las muestras fundidas con y sin tratamiento térmico a 700 °C, en correspondencia con las diferentes zonas que se obtienen en cada uno de los procesos.



Capítulo 3

Análisis de los resultados



CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

Las propiedades mecánicas de los hierros fundidos son derivadas principalmente del porcentaje, tamaño y forma del grafito, de su matriz, de la composición química (particularmente el contenido de carbono y silicio), y el tiempo de enfriamiento. Las diferencias en propiedades de los hierros vaciados varían frecuentemente en términos de la estructura de su matriz. 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.

El objetivo del capítulo es establecer el procedimiento metodológico para la aplicación del tratamiento térmico de recocido total a una fundición aleada al níquel para la transformación de su estructura y un mejor rendimiento mecánico según su uso posterior.

3.2. Análisis de la composición química

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", Moa. Se estableció la composición química del resultado de tres chispas, las cuales fueron promediada. En la tabla 3.1 se muestra la composición química de la fundición aleada al níquel.

Tabla 3.1. Composición química de la fundición aleada al níquel, % en masa

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	Rest o

Según la composición química obtenida en el espectrómetro y la establecida por las normas, se observa que, en el elemento níquel no se ajusta al valor expuesto en el capítulo 2 ($0,01 \% < 0,55 \%$), así como el contenido de cromo presente ($0,25 \%$), esta discrepancia se justifica en que, durante el proceso de fundición y colada, se les añadió los mismos con el objetivo de mejorar determinadas propiedades específicas, como resistencia al desgaste, la corrosión o la temperatura, así como para retardar la grafitización.

Los elementos formados 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. Susceptibilidad al agrietamiento de la fundición aleada al níquel

Para fundiciones aleadas, cuanto más alta es la temperatura de perlitización, más dura y más fuerte será la estructura perlitizada. Por otra parte, en cuanto a la formación de una matriz más o menos perlítica será función de la combinación de la cantidad de carbono y de silicio, y del espesor de la pieza. Las propiedades anteriormente



expuestas se determinan en función del carbono equivalente, el cual fue calculado por la ecuación 2.1, donde para un contenido de 3,44 % de carbono y de un 0,02 % de fósforo y 1,62 % de silicio se tuvo un % C_{eq} de 3,9 %.

Según el resultado del carbono equivalente calculado, la fundición aleada al níquel es 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, sin embargo, al tener un contenido de silicio inferior al 2 %, la transformación austenita va a ocurrir por la reacción eutectoide común, temperatura de la cual es mayor a mayor contenido de silicio en el metal.

El silicio es un elemento grafitizante. En la práctica retardar el proceso de formación de cementita funciona como si se disminuyera la velocidad de enfriamiento a la aleación. Variando el contenido de silicio se pueden obtener fundiciones totalmente diferentes, en cuanto a sus propiedades y estructura según el criterio de Jabbari y Hosseinzadeh (2013).

Por la ecuación 2.2 se determinó el carbono equivalente de la fundición, en función de la composición química; el valor obtenido para este parámetro es de 3,65 %; que predice que el tipo de solidificación también es hipoeutéctico. Este resultado justifica que la solidificación del hierro gris objeto de estudio es hipoeutectoide. 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 %, uno aún mayor podría evitar la formación de las zonas con carburos de hierro que fragilizan la pieza producida, dado que 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.* (2006).

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 por ciento 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.

Las composiciones empleadas en la producción son cercanas a la eutéctica, de manera que, durante el enfriamiento, desde la temperatura de colada hasta la 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. 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%. 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, según Showman y Aufderheide (2004).

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).

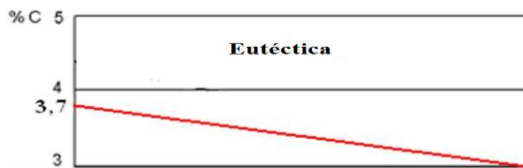


Figura 3.1(a). Carbono eutéctico.

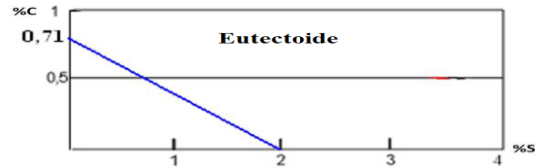


Figura 3.1(b). Carbono eutectoide.

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, 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 del sólido 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 determinar 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 de carbono con la austenita en contacto con el líquido ($C_{\gamma/l}$) calculado por la ecuación 2.16; es de 1,1 %.

En los cálculos se consideró 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 los resultados obtenidos, donde la microsegregación y la concentración del silicio determina el porcentaje de soluto en el líquido e influye en las concentraciones de carbono correspondientes al equilibrio de las interfases.

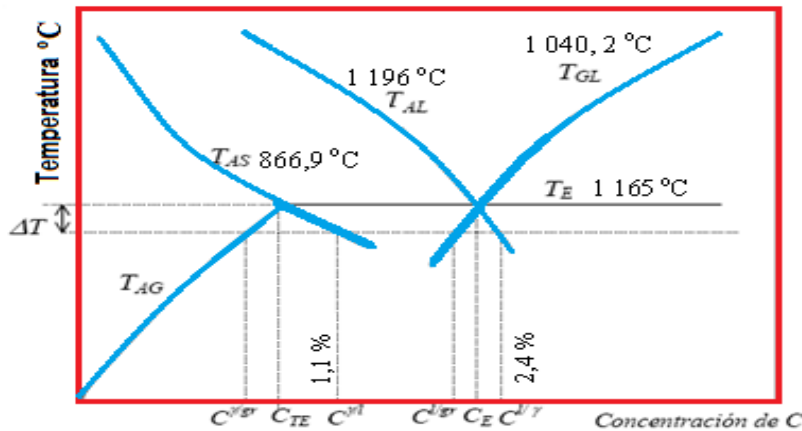


Figura 3.2. Resultados del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición.

En la figura, las curvas se hacen continuar por debajo de la temperatura eutectoide, 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 interfases. Es importante destacar que 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.

La termodinámica de la solidificación es de importancia para entender dicho proceso, porque es capaz de predecir qué fase existe en determinadas condiciones. El fenómeno 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

En las figuras 3.3a, 3.3b y 3.3c se muestra el comportamiento microestructural del Fe 21 Ni en bruto de colada. Las mismas fueron analizadas desde el borde interior hasta el centro de la barra.

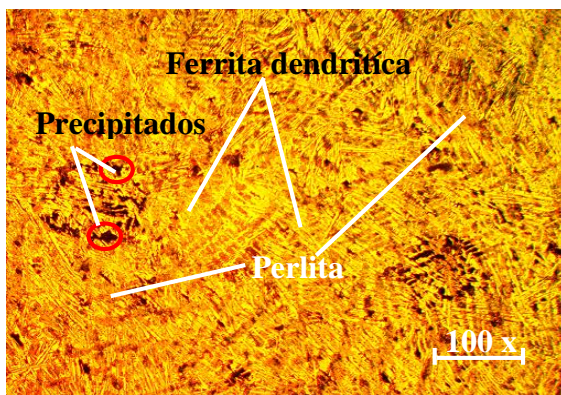


Figura 3.3a. Muestra 1 (periferia).

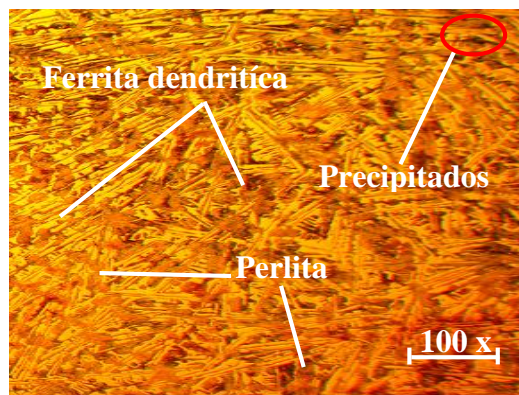


Figura 3.3b. Muestra 2.

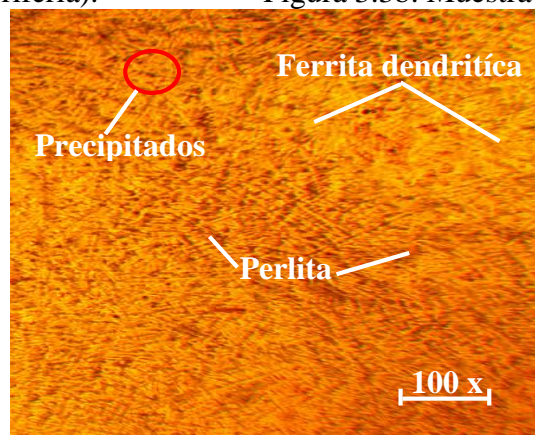


Figura 3.3c. Muestra 3 (centro).

En la aleación aleada al níquel, luego del proceso de colada está constituida 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 al ser lento en 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. Aplicación del ciclo de tratamiento térmico de recocido completo

El tratamiento térmico consistió en calentar la fundición a temperatura durante un tiempo, con objeto de bajar la densidad de dislocaciones y, de esta manera, impartir ductilidad, teniendo en cuenta que este no proporciona generalmente las características más adecuadas para la utilización posterior de la fundición. En la figura 3.4 se muestra el ciclo aplicado.

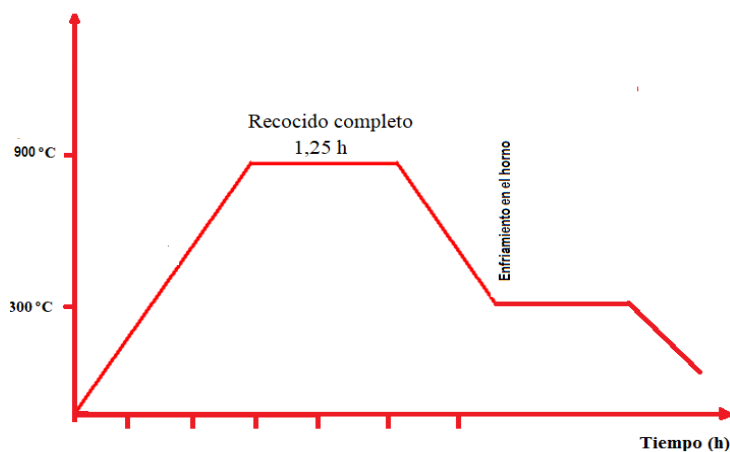


Figura 3.4. Ciclo de tratamiento térmico a la fundición aleada al Níquel.

La pieza con una temperatura de 32 °C (ambiente) se introdujo en el horno hasta los 900 °C, durante un tiempo de 1,25 horas. La etapa del recocido consistió en un calentamiento gradual hasta la temperatura crítica de la fundición, luego con un enfriamiento muy lento al atravesar la zona crítica en que tiene lugar la reacción eutécticoide. 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, criterio que ha sido expuesto por Aguilar (2012).

3.4.2. Resultados de la microestructura luego del recocido

Este proceso no tiene un efecto muy apreciable en las propiedades mecánicas, pero elimina las tensiones que siempre suelen tener las piezas de fundición después de la solidificación y enfriamiento. Esto a su vez modifican la estructura de la fundición. En la figura 3.5 se muestran los resultados luego del tratamiento térmico.

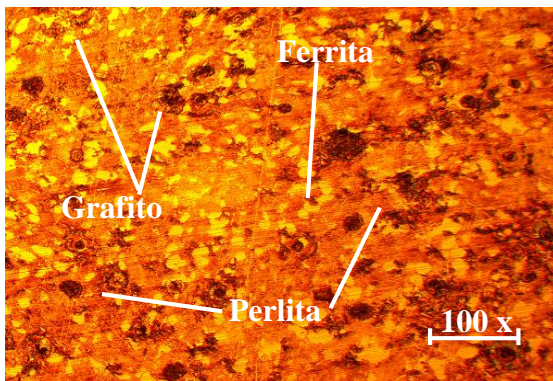


Figura 3.5a. Muestra 1 (periferia).

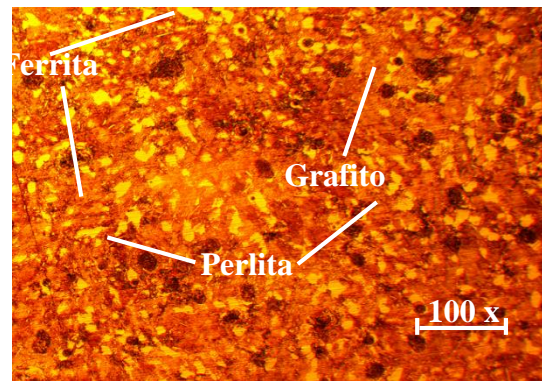


Figura 3.5b. Muestra 2.

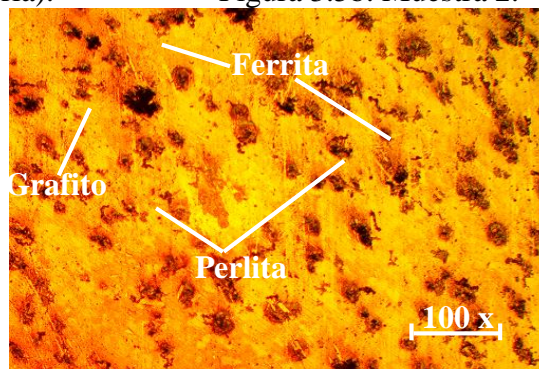


Figura 3.5c. Muestra 3 (centro).



En las muestras tratadas se observa las transformaciones experimentadas en los constituyentes, de una matriz de ferrita dendrítica, se ha obtenido una matriz ferrítica, rodeada de la perlita y el grafito, con una distribución 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 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 Barreiro (1986); Larrañaga y Sertucha (2010).

Debido al hecho de que la austenita es inestable a temperatura ambiente, a partir de esta 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.

3.5. Comportamiento de la dureza

Para la medición de las durezas, se realizó un barrido en toda la superficie de la muestra, se tuvo en cuenta aquellas que fueron obtenidas en bruto de colada y las tratadas térmicamente. En la tabla 3.2 se muestra el comportamiento de las durezas.



Tabla 3.2. Comportamiento de las durezas

D	Probetas en bruto de colada				Probetas con TT a 900 °C			
	HV1	HV2	HV3	Prom	HV1	HV2	HV3	Prom
0,0	493 _{0,0}	494 _{0,0}	493 _{0,0}	493,5 _{0,0}	224 _{0,0}	224 _{0,0}	224 _{0,0}	224 _{0,0}
0,25	494 _{0,25}	494 _{0,25}	495 _{0,25}	494 _{0,25}	224 _{0,25}	223 _{0,25}	223 _{0,25}	223,5 _{0,25}
0,5	495 _{0,5}	493 _{0,5}	494 _{0,5}	494,5 _{0,5}	223 _{0,5}	223 _{0,5}	223 _{0,5}	223 _{0,5}
0,75	495 _{0,75}	495 _{0,75}	495 _{0,75}	495 _{0,75}	224 _{0,75}	224 _{0,75}	224 _{0,75}	224 _{0,75}
1,0	493 _{1,0}	495 _{1,0}	493 _{1,0}	494 _{1,0}	224 _{1,0}	223 _{1,0}	223 _{1,0}	223,5 _{1,0}
1,25	494 _{1,25}	494 _{1,25}	493 _{1,25}	494 _{1,25}	223 _{1,25}	223 _{1,25}	223 _{1,25}	223 _{1,25}
1,5	493 _{1,5}	493 _{1,5}	493 _{1,5}	493 _{1,5}	225 _{1,5}	224 _{1,5}	225 _{1,5}	224,5 _{1,5}
1,75	495 _{1,75}	495 _{1,75}	494 _{1,75}	494 _{1,75}	224 _{1,75}	224 _{1,75}	224 _{1,75}	224 _{1,75}
2,0	494 _{2,0}	494 _{2,0}	493 _{2,0}	493,5 _{2,0}	225 _{2,0}	224 _{2,0}	225 _{2,0}	224,5 _{2,0}
2,25	494 _{2,25}	495 _{2,25}	495 _{2,25}	494 _{2,25}	224 _{2,25}	225 _{2,25}	225 _{2,25}	224,5 _{2,25}

Se puede observar que, en el barrido de dureza realizado a las muestras en bruto de colada, para todas las distancias analizadas existe una tendencia de mantener el mismo comportamiento en toda la superficie con un valor promedio de 494,5 HV, lo cual demuestra que la colada de la aleación aleada se realizó bajo control, la misma tendencia mantiene la muestra luego del tratamiento térmico, pero con 224,5 HV promediado. Este resultado demuestra que luego de estar expuesta a una temperatura controlada, el tratamiento térmico modificó la estructura de la fundición, así como la eliminación de las tensiones internas que surgen después de la colada.

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia de las durezas en las diferentes zonas de las muestras en bruto de colada y de las tratadas térmicamente. Se realizó la varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. En la tabla 3.3 se muestran los resultados.

Tabla 3.3. Regresión múltiple

Parámetro	Estimación	Error Estándar	Estadístico T	Valor-P	
CONSTANTE	-166,453	303,146	-0,549087	0,02000	
Dureza BC	0,00963391	0,487936	0,0197442	0,04848	
Dureza TT	0,72736	0,46311	1,5706	0,1603	
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	Gl	Cuadrado medio	Razón-F	Valor-P



Modelo	1,58207	2	0,791034	1,55	0,02773
Residuo	3,57418	7	0,510597		
Total (Corr.)	5,15625	9			

R-cuadrada = 90,6825 porciento

R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 90,8776 porciento

Error estándar del est. = 0,714561

Error absoluto medio = 0,489114

Estadístico Durbin-Watson = 0,802176 (P = 0,0037)

Autocorrelación de residuos en retraso 1 = 0,327928

La salida muestra los resultados de ajustar un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre Distancia y 2 variables independientes. La ecuación del modelo ajustado es:

$$\text{Distancia} = -166,453 + 0,00963 \cdot \text{Dureza BC} + 0,7273 \cdot \text{Dureza TT}$$

Puesto que el valor-P en la tabla ANOVA es menor o igual que 0,05; existe una relación estadísticamente significativa entre las variables con un nivel de confianza del 95,0 %. El estadístico R-Cuadrada indica que el modelo ajustado explica 90,6825 % de la variabilidad en Distancia. El estadístico R-Cuadrada ajustada, que es más apropiada para comparar modelos con diferentes números de variables independientes, es 90,8776 %. El error estándar del estimado muestra que la desviación estándar de los residuos es 0,7145. El error absoluto medio (MAE) de 0,4891 es el valor promedio de los residuos. El estadístico de Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se presentan en el archivo de datos. Puesto que el valor-P es menor que 0,05; hay indicación de una posible correlación serial con un nivel de confianza del 95,0 %.

En la figura 3.6 se muestra los resultados del gráfico de superficie de respuestas para el comportamiento de la dureza, tanto en bruto de colada (BC) como tratadas térmicamente (TT).

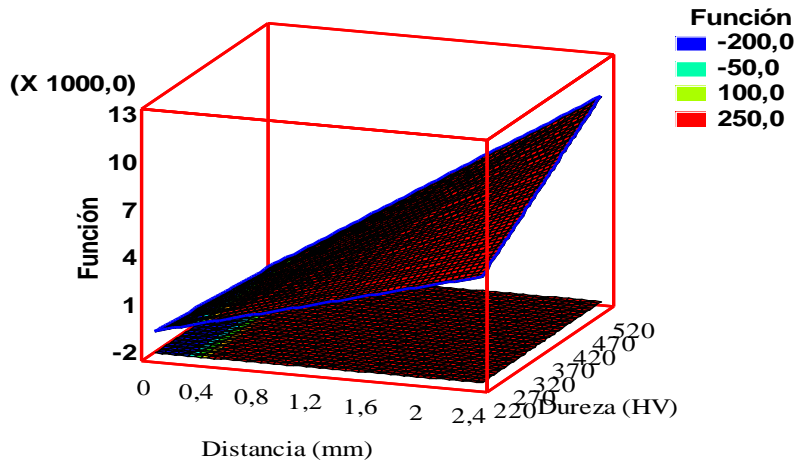


Figura 3.6. Superficie de respuestas para dureza vs distancia.

Se observa que, al caracterizar la dureza para una función del tipo $10-2+X-3*Y+10*X*Y$, esta va de un valor menor (azul) hasta un valor más alto (rojo) esto indica que, luego del tratamiento térmico, esta tiene la tendencia de disminuir por efecto de la temperatura. El efecto de la temperatura a 700 °C influye en las propiedades mecánicas de la fundición, con un tiempo controlado de 2 horas.

3.6. Resultados de los microconstituyentes de la fundición aleada

Las fases presentes en la fundición aleada estuvieron en dependencia de la magnificación del objetivo ocular. Los mismos se determinaron por el tamaño de pixel, el cual se define por longitud que representa uno de sus lados en la superficie de la muestra. Por lo tanto, el tamaño depende, 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. La figura 3.7a se corresponde con la muestra en bruto de colada y en la 3.7b el comportamiento de las fases o microconstituyentes obtenidos.

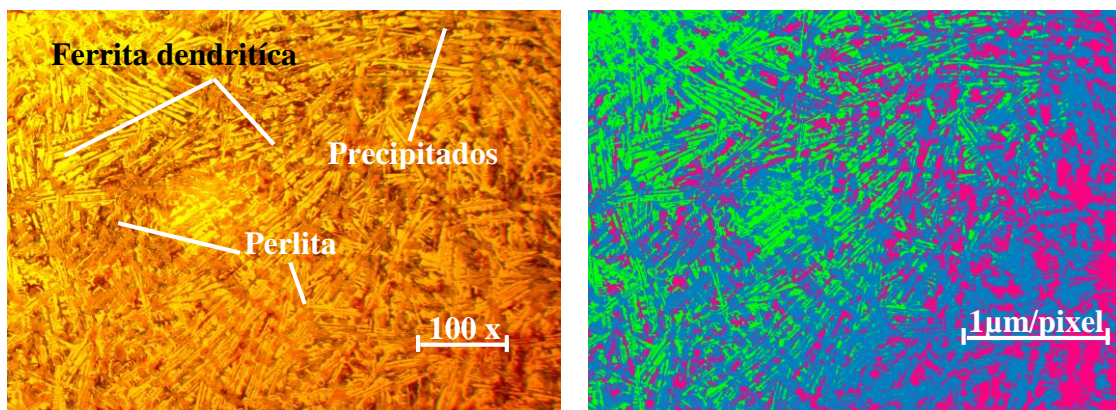


Figura 3.7a. Muestra en bruto de colada. Figura 3.7b. Fases presentes.

En la tabla 3.4 se muestra el área de los mismos, según su distribución en la estructura

Tabla 3.4. Área de las fases presentes

Elemento	Área	Área %
Precipitados	205 790	24,45
Perlita	473 950	56,31
Ferrita dendrítica	161 988	19,24



En la muestra en bruto de colada existe un predominio de la fase perlítica (56,31 %). No se observa la presencia del grafito, sin embargo, en esta matriz, el mismo va a presentar tendencia a la descomposición, que pasa de hojuelas a pequeñas partículas dispersas de sulfuro de manganeso (precipitados), donde el grafito utiliza los bordes de los sulfuros como sitios de nucleación gracias al gran parecido entre los sistemas cristalográficos de ambos, criterio que ha sido expuesto por Sommerfeld *et al.* (2008).

Esta aleación con la condición de obtención y la presencia de la ferrita dendrítica y la perlita, va a estar precedida por una elevada dureza, inducida por las tensiones internas surgidas durante la solidificación de la aleación. Esta estructura con un grafito del tipo E, imposibilita su empleada en equipos que deben estar sometido a pares tribológicos, influenciado por el elemento níquel (0,55%) que es el encargado de afinar la perlita y proporcionar la dureza, favorece la formación de perlita y retarda el proceso de difusión del carbono.

Con la presencia del elemento níquel, en un primer instante de colada, por el proceso de enfriamiento y de solidificación va a presentar la ventaja de evitar la formación de grandes láminas de grafito y de aumentar la resistencia de la matriz, según lo ha reportado Heine (1986).

Se realizó el mismo procedimiento para la muestra tratada térmicamente. La figura 3.8a se corresponde con el área entre el centro y la periferia de la muestra y la figura 3.8b con las fases presentes en la estructura.

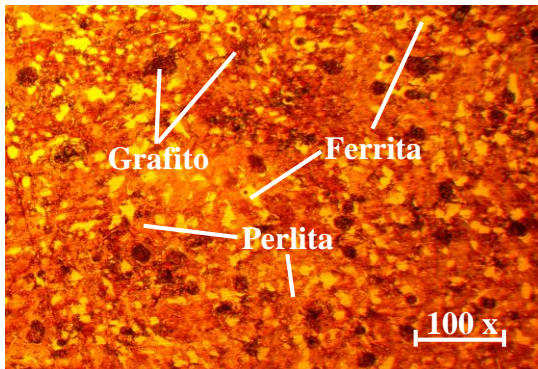


Figura 3.8a. Muestra con TT.

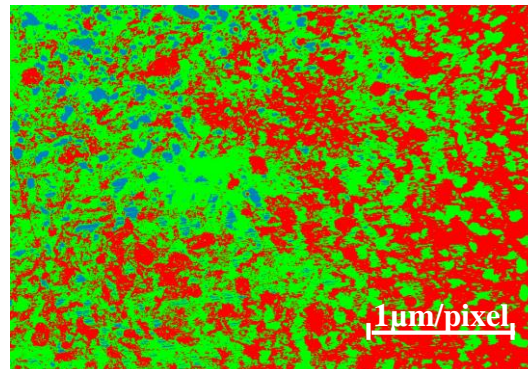
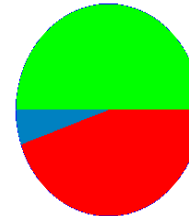


Figura 3.8b. Fases presentes.

En la tabla 3.5 se muestra el área de los mismos, según su distribución en la estructura

Tabla 3.5. Área de las fases presentes

Elemento	Área	Área %
Grafito	376 398	44,72
Perlita	43 606	5,18
Ferrita	421 724	50,1



Luego del tratamiento térmico se observa que, en las fases presentes, la ferrita ocupa un 50,1 % sobre la estructura con la presencia de un grafito degenerado en proporción de 44,72 %, es precisamente esta fase la que más resistencia a la fricción le aporta a la fundición aleada. Luego del tratamiento térmico, las condiciones de enfriamiento tuvieron su influencia en la generación de los microconstituyentes de la matriz, haciendo que exista sobre la matriz presencia de la perlita y la ferrita y como consecuencia que la estimación del porcentaje de carbono fuera 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.

3.7. Costos del proceso

Los costos se definen como aquellos recursos que aplicamos en la fabricación de los bienes o servicios que la empresa ofrece, los gastos son aquellos recursos aplicados en el período contable, en los que se incurrió para conseguir los ingresos de uno determinado o que fueron necesarios para que la empresa pudiera existir durante el mismo. En la tabla 3.6 se muestran los costos del proceso.



Tabla 3.6. Costos de los materiales directos

Ficha de costo para producir una pieza				
Materiales	U	Cantidad	Precio (CUP)	Importe (CUC)
Arrabio	kg	5,43	5,39	29,26
Palanquilla	kg	3,00	3,17	9,51
Ferromanganeso	kg	0,70	7,42	5,19
Ferrosilicio	kg	1,50	3,96	5,94
Espato fluor	kg	2,70	2,29	6,18
Sub total (1)			22,23	56,08
Otros materiales				
Arena sílice	kg	10	2,20	22,00
Catalizador	kg	12	11,03	132,36
Resina	kg	15	9,39	140,85
Alcohol	l	1,00	10,80	10,80
Grafito plateado	kg	1,05	10,18	10,68
Pez rubia	kg	0,10	9,88	0,98
Electrodo de corte	kg	0,50	12,50	6,25
Granalla	kg	0,50	12,37	6,18
Sub total (2)			78,35	330,10
Total			23,40	386,18

Al confeccionar las fichas de costos o fichas de precios se clasifican los gastos en directos e indirectos. Los primeros comprenden todos aquellos que de una forma u otra forman parte del costo del producto o servicio a elaborar estando contenidos en el mismo o no. Su función en la ficha es determinante, pues son las materias primas directas o fuerza de trabajo directa utilizadas durante la obtención o elaboración del producto o servicio a ofertar. En la tabla 3.7 se muestra los costos por concepto de materiales directos.

Tabla 3.7. Costos de los materiales directos

No	Materiales	Cantidad (u)	Precio material (CUP)	Importe material (CUP)
1	Probetas	6	55,65	333,90
2	Lija de 400	4	25,44	101,76
3	Lija de 600	4	25,44	101,76
4	Lija de 800	3	25,27	75,81
Sub total				613,23
No	Equipo	Consumo eléctrico	Precio kW·h (CUP)	Importe kW·h (CUP)
1	Torno	0,9	20,65	18,58



2	Microscopio	3	11,95	35,85
3	Horno Mufla	3	150,00	450,00
Sub total			504,43	
Total			1 117,66	

Para la asignación de los costos de mano de obra de las órdenes de trabajo, es fundamental conocer el tratamiento que se considera a los diferentes ítems que conforman el costo de mano de obra. Se tuvo en cuenta los costos totales de la mano de obra directa. En la tabla 3.8 se muestra los mismos.

Tabla 3.8. Costos de la mano de obra directa e indirecta

No	Operación	Especialidad-trabajador	Tiempo (h)	Tarifa horaria	Importe
1	Preparación de la carga	Jefe de brigada	3,40	25,23	85,78
2		Auxiliar "B" de fundición	3,17	18,15	57,53
3		Operador de grúa viajera	1,84	18,15	33,39
4		Ayudante	2,54	18,15	46,10
5	Reverbería	Oper. revest. aisl. térm.	6,71	18,94	84,77
6	Elaboración de molde	Jefe de brigada	3,36	25,23	84,77
7		Operador metalúrgico "A"	2,61	18,15	47,37
8		Operador metalúrgico "B"	2,61	18,15	47,63
9	Elaboración de macho	Auxiliar "B" de fundición	1,89	18,15	34,30
10		Operador de grúa viajera	1,71	18,15	31,03
11		Ayudante	1,54	18,15	27,95
12	Fusión	Jefe de brigada	1,96	25,23	49,45
13	Ensamble	Operador metalúrgico "A"	1,86	18,15	33,75
14	Vertido	Operador metalúrgico "B"	1,66	18,15	30,12
15		Operador de grúa viajera	1,96	18,15	35,57
16	Rebarbado	Jefe de brigada	1,29	25,23	32,54
17		Operador de grúa viajera	1,54	18,15	27,95
18	Corte siste alimentación	Soldador "B"	2,89	18,15	52,45
19	Limpieza y terminación	Pulidor "B"	1,07	18,15	19,42
			45,61		1 723,74

Los costos estimados en la tabla 3.8 se relacionan con los directos e indirectos, que incluyen la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos, por lo que es preciso identificar todas las alternativas técnicas posibles, en función de las circunstancias materiales y de las tecnologías disponibles. El total del proceso de obtención de la fundición aleada, donde intervienen materiales, mano de obra directa y materiales directos es de 3 227,58 CUP.



3.8. Impacto ambiental

Los procesos de fundición y fabricación de piezas tienen una repercusión directa sobre el medio ambiente, ya que en ellos liberan partículas finas que constituyen una agresión al entorno; además, el empleo de aglutinantes en las mezclas provoca el desprendimiento de vapores y gases que pueden contaminar el medio laboral y ambiental. Por eso es necesario aplicar medidas e ideas que puedan ayudar a eliminar o reducir al máximo el grado de contaminación.

El agotamiento de los recursos naturales, la contaminación ambiental, los ruidos, la pérdida de los valores estéticos del medio circundante y la merma acelerada del fondo genético. No es por lo tanto casual que las organizaciones científicas, sociales, políticas, los estados y gobiernos de muchas partes del mundo se hayan preocupado por tomar medidas que, de una forma u otra, están dirigidas a garantizar un uso racional de los recursos y la protección del medio ambiente. El período industrial moderno se ha caracterizado por la creación masiva de máquinas y los procesos de fabricación que emplean energía. Las principales fuentes de éstas son los carbones, el petróleo y el gas natural.

Controlando las condiciones organizativas de producción, y empleando la tecnología adecuada, se logra contribuir al ahorro de energía, que conlleva a uno de electricidad y a su vez de combustible, siendo este último aspecto de gran importancia, ya que está estrechamente relacionado con la emisión de gases contaminantes a la atmósfera. Las distintas fases del proceso de fundición generan emisiones a la atmósfera como polvo y materia particulada con distintos niveles de óxidos minerales, metales (principalmente manganeso y plomo) y óxidos metálicos. Las emisiones de polvo proceden de los procesos térmicos (hornos de fundición) y químicos/físicos (moldeo y producción de machos) y de acciones mecánicas (manejo de materias primas, principalmente arena y los procesos de desmolde y acabado).

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 (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.



En el taller de tratamiento térmico se consume energía eléctrica, la cual se toma de la red nacional convirtiéndose en gasto de combustible y contaminación atmosférica debido al proceso de combustión para generar energía. La mayor parte de los residuos generados por la industria de tratamiento proviene de los agentes enfriadores empleados, aguas residuales de la limpieza de piezas, medios abrasivos utilizados, material refractario y procesos de revestimiento que en mayor o menor medida afectan sensiblemente a la salud humana y son potencialmente peligrosos como agentes contaminantes del entorno. Las implicaciones económicas y sociales que todo esto representa son universalmente conocidas, así como de los esfuerzos que a numerosas instancias se hacen en Cuba para disminuir el impacto negativo que estas tecnologías poseen.

3.9. Conclusiones del capítulo

- ✚ La composición química de la fundición aleada Fe 21 Ni, tiene su mayor influencia en el elemento químico níquel, encargado de afinar la perlita y proporcionar la dureza, favorecer la formación de perlita y retarda el proceso de difusión del carbono, así como evitar la formación de grandes láminas de grafito y aumentar la resistencia de la matriz.
- ✚ Los cálculos establecidos para determinar el proceso de solidificación de la fundición aleada Fe21Ni, en correspondencia con la composición química de la misma, permiten establecer que, de acuerdo con estos parámetros, es del tipo hipoeutéctica ya que su contenido de carbono es menor de 4,3 %.
- ✚ Por efecto del proceso de fundición, la estructura de colada presenta microconstituyentes en la matriz de la aleación Fe21Ni que provocan un incremento de la dureza en la misma, la cual no la hace apta para ser empleada para elemento de desgaste.



CONCLUSIONES GENERALES

- ✚ Con un incremento desde 0,01 % hasta 0,55 % del elemento níquel, fue necesario la aplicación de un tratamiento térmico de recocido completo a 900 °C durante una hora y 25 minutos a la fundición aleada Fe21Ni, ya que este aumento generó estructura de grafito del tipo E y afino del grano, con formación de fases ferrítica dendrítica y de perlita.
- ✚ Luego del tratamiento térmico en la fundición aleada Fe21Ni, se obtuvo una estructura ferrita, perlita y grafito degenerado, donde la primera fase con un 50,1 % sobre la matriz, mejora las propiedades mecánicas y puede ser empleada en piezas sometidas al fenómeno de desgaste.
- ✚ Al efectuar el barrido de dureza en las muestras en bruto de colada y luego de aplicado el tratamiento térmico, esta propiedad, desde un valor de 495 HV aproximadamente, disminuye hasta 224 HV, con lo cual se garantiza la eliminación de las tensiones residuales en la fundición aleada Fe21Ni.
- ✚ Al evaluar los costos relacionado con el tratamiento térmico de recocido completo a la fundición aleada Fe21Ni, donde intervienen materiales, mano de obra directa y materiales directos el mismo es de 3 227,58 CUP.



RECOMENDACIONES

- ✚ Evaluar a través del software PROCAST la posibilidad del control de la temperatura de la fundición aleada Fe21Ni, así como de los parámetros que intervienen en el proceso de fundición que permitan establecer la solidificación de la misma.
- ✚ Considerar antes del proceso de fundición, si con un contenido de níquel menor (0,35 %) al 0,55 %, presente en la fundición aleada Fe21Ni, puede ser posible la obtención de una aleación que no deba ser sometida a tratamiento térmico para garantizar sus propiedades mecánicas.



Referencias bibliográficas



REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. A Modern Casting Staff, 46th Census of World Casting Production. *Modern Casting*, 12:25-29, 2012.
2. Aguilar, W.; Boeri, R. Comportamiento a la segregación de los elementos de aleación usados en fundiciones esferoidales de fabricación, Jornadas SAM-IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, agosto, 2000.
3. Aguilar, R. Introducción a la Metalurgia, Curso Básico para Ingenieros. Proyecto de investigaciones metalúrgicas. EMI, FIUSAC. Guatemala, 192, 2012.
4. 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.
5. Alp, T.; Wazzan, A.; Yilmaz, F. Microstructure-property relationships in cast irons. *The Arabian Journal for Science and Engineering*, 30 (2B):163-175, 2005.
6. ASM Handbook, Heat Treating, Cleaning and Finishing, volumen 2, 1964, USA, p.207.
7. ASM Handbook, Casting, Gray Iron, 9na.Edición, volumen 15, 1987, USA, p.639.
8. Avner, S. Introducción a la Metalurgia Física, New York McGraw Hill, (2): 427, 1992.
9. Avner, S. Introducción a la metalurgia física. 2ª ed. México: McGraw-Hill, 1998. 695 p.
10. Bao, R.; Zhang, X. An inverse method for evaluating weld residual stresses via fatigue crack growth test data. *Engineering Fracture Mechanics*, 77 (11): 3143-3156, 2010.
11. Barreiro, A. Fundiciones. Editorial Dossat, 2da Edición, Madrid. 1986.
12. 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.
13. Bates, C. Effect of alloy elements on the strength and microstructure of gray cast iron, AFS Transactions. 92, p 923, 1984.
14. Bermúdez, M., Erosión-corrosión de tantalio y aceros inoxidable, Memorias del IX Congreso de Ciencia y Tecnología de Materiales, Madrid, España, 2003.
15. Borrajoa, J.; Martínez, R.; Boeri, R. Aplicabilidad de modelos matemáticos para simular la nucleación de partículas de grafito en fundición esferoidal de pequeños espesores. s. I: Materia, 2003.
16. Box, G.; Hunter, W.; Hunter, J. Estadística para Experimentadores. Edit. Reverté. Barcelona, España, 1989.



17. Burbelko, A. Simulation of the ductile iron solidification using a cellular automaton. *Key Engineering Materials*. 457, 330-336, 2011.
18. Catalina, A.; Stefanescu, D. Lamellar growth of eutectic equiaxed grains. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27A (12): 4205-4210, 1996.
19. Catalina, A.; Sen, S.; Stefanescu, D. A New Analytical Approach to Predict Spacing Selection in Lamellar and Rod Eutectic Systems. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34A (2): 383-394, 2003.
20. Catalina, A.; Guo, X.; Stefanescu, D.; Chuzhoy, L.; Pershing, M. Prediction of room temperature microstructure and mechanical properties in gray iron casting, *AFS Transactions*, 108 (72): 247-257, 2000.
21. Callister, W. *Material Science an Introduction* 6^{ta} edic. N.Y. John Wiley & Sons Cop. 2003.
22. Çetin, A.; Kalkanli, A. Evaluation of latent heat of solidification of grey cast iron from cooling curves. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 44 (1): 1-5, 2005.
23. Collini, L. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron, *Materials Science and Engineering A*, 488, 529-539, 2008.
24. Chavez, M.; Amaro, A.; Flores, C.; Juarez, A. González-Rivera, N. Thermal analysis of gray and nodular eutectic cast iron. México D.F. México. Trans Tech Publications, Switzerland, 509: 2006.
25. Craig, D.; Hornung, M.; McCluhan, T. En *ASM Metals Handbook Volume 15, Casting*. Metals Park, OH: ASM International, 2002.
26. Dardati, P.; Godoy, L.; Celentano, D.; Bertorello, H. Modelo para la simulación numérica de la solidificación de la fundición dúctil. *Mecánica Computacional*, 23: 2653-2677, 2004.
27. Darwish, N.; Elliot, R. Austempering of low manganese ductile irons, Part 1: Processing Window. *Materials Science and Technology*, (9): 572, July 1993.
28. Ecob, C. A Review of common metallurgical defects in ductile cast iron. Consulta enero 2010.
29. 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.
30. Fernández-Pariente, I.; Belzunce-Varela, F. Influencia de diversos tratamientos térmicos en la microestructura de una fundición blanca con alto contenido en cromo. *Revista de Metalurgia*. 42 (4), 285-286, 2006.



31. Fukaura, K.; Yokoyama, Y.; Yokol, D.; Tsujii, N.; Ono, K. Fatigue of cold-worked steels: Effect of heat treatment and carbide morphology on fatigue crack formation, life, and fracture surface observations. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35A(11):1289-1300, 2004.
32. Guzik, E.; Kopyciński, D. Modeling structure parameters of irregular eutectic growth: modification of Magnin–Kurz theory. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37A (10): 3057-3067, 2006.
33. 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.
34. Hecht, R.; Dinwiddie, R.; Wang, H. The effect of graphite flake morphology on the thermal diffusivity of gray cast irons used for automotive brake discs. *Journal of Materials Science*, 34 (19): 4775-4781, 1999.
35. Heine, R. The Fe-C-Si solidification diagram for cast irons. *AFS Transactions*, 94, 391-402, 1986.
36. Hernández-de la Torre, J.; García-Domínguez, A.; Martín-Carvajal, L. Fundición gris para cuchillas centrales de molinos azucareros. *Minería y Geología*, 35 (2): 1-9, 2019.
37. Holmgren, D. Effects of carbon content and solidification rate on thermal conductivity of grey cast iron. *China Foundry*, 4 (3): 210-214, 2007.
38. Jabbari, M.; 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.
39. Jackson, K.; Hunt, J. Lamellar and rod eutectic growth. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 236:1129-1142, 1966.
40. Janowak, J. Development of a ductile iron for commercial austempering, *Trans. Of American Foundrymen Society*, 1983.
41. Janowak, J.; Gundlach, R., Fundiciones grises aleadas (y2) Fundición Año XXXIII-segunda etapa- mayo-junio, 1987.
42. Khakimov, O.; Tyagunov, G.; Baryshov, E.; Kostina, T.; Baum, B.; Silin, A. Effect of melt state on the solidification of Fe-C-Si alloys, *Russian Metallurgy (Metally)*, 6 (3): 9-12, 1995.
43. Kapturkiewicz, W.; Fraś, E.; Burbelko, A. Modeling the kinetics of solidification of cast iron with lamellar graphite. *Archives of Metallurgy and Materials*, 54 (2): 369-380, 2009.



44. Kermanpur, A.; Mahmoudi, S.; Hajipour, 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.
45. Kim, S.; Cockcroft, S.; Omran, A. Optimization of the process parameters affecting the microstructures and properties of compacted graphite iron. *Journal of Alloys and Compounds*, 476 (1): 728-732, 2009a.
46. Kim, S.; Cockcroft, S.; Omran, A.; Hwang, H. Mechanical, wear and heat exposure properties of compacted graphite cast iron at elevated temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 487 (1): 253-257, 2009b.
47. Kumar, V.; 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.
48. Krause, D. Gray Iron-A Unique Engineering Material. ASTM, Special Technical Publications 455, Philadelphia, 3-28, 1969.
49. Lacaze, J. Redistribution and effect of various elements on the morphology of primary graphite in cast iron, 2013.
50. Lacaze, J.; Gerval, V. Modeling of the eutectoid reaction in spheroidal graphite Fe-CSi Alloys. *ISI International*, 38 (7): 714-722, 1998.
51. Larrañaga, P.; Sertucha, J.; Suárez, R. Análisis del proceso de solidificación en fundiciones gráficas esferoidales. *Revista de Metalurgia*, 42 (4): 244-255, 2006.
52. Larrañaga, P.; 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.
53. Lin, S.; Pan, J.; Wung, P.; Chiang, J. A fatigue crack growth model for spot welds under cyclic loading conditions. *International Journal of Fatigue*. 28: 792-803, 2006.
54. Magnin, P.; Kurz, W. An Analytical model of irregular eutectic growth and its application to Fe-C. *Acta Metallurgica*, 35 (5): 1119-1128, 1987.
55. Maijer, D.; Cockcroft, S.; Patt, W. Mathematical modeling of microstructural development in hypoeutectic cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 30A (8): 2147-2158, 1999.
56. Martín-Carvajal, L.; García-Domínguez, A.; Alfonso-González, R.; Calzadilla-Méndez, E.; Hernández-de la Torre, J. Carros jaula ferroviarios: determinación de un escalón en diámetro para el reacondicionamiento de sus ejes. *Ingeniería Mecánica*, 16 (1): 52-58, 2013.



57. Martin, L.; García, A. Carros jaula ferroviarios: reacondicionamiento del par tribológico. Publicia. 188 p. Disponible en: <https://www.amazon.com/Carros-jaula-ferroviariosreacondicionamientotribol%C3%B3gico/dp/363955695X> . 2017.
58. Mesa, D. Fundiciones. Universidad Tecnológica de Pereira, 2003.
59. Meyer, M.; Gundlach, R.; Williams, D.; Winardi, L. Influence of Mn and S on the properties of cast iron part II - Experimental Design: Aspects of Melting and Pouring. *AFS Transactions*, 122 (273-278): 2014.
60. Moffat, G.; Pearsall, W.; Wulf J. The structure and properties of materials, 1: 195, 2001.
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. Nomoto, H.; Kuroki, Y.; Fukuda, M.; Fujitsuka, S. *JSME International Journal*. 49: 218-223, 2006.
63. Okamoto, H. ASM (American Society Materials). Phase Diagrams for Binary Alloys. ASM International. United States of America 2000.
64. Olsen, O.; Hartung, C.; Ecob, C. Common metallurgical in grey cast iron. Consultado 2010.
65. Ostle, B. Estadística Aplicada. Limusa – Wiley, México, 1975.
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. Petty, E. Physical Metallurgy of Engineering Materials. George Allen and Unwin Ltd. Londres, 109, 1968.
68. Pino, L.; López, A.; García, R. Escobar, M. Estudio de hierro aleado resistente al desgaste para las paletas de mezcladoras de arena de fundiciones de la industria azucarera. *Centro Azúcar*, 32 (2): 69-72, 2005.
69. Quintero, S. Principios de Tecnología de Fundición, Editorial Equinoccio. 2009.
70. Riposan, I. Three-stage model for nucleation of graphite in grey cast iron. *Materials Science and Technology*, 26 (12), 1439-1447, 2010.
71. Rivera, G. Estructura de solidificación de fundiciones de hierro con grafito, 2000.
72. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J. Solidification of gray cast iron. *Scripta Materialia*, 50 (3):331-335, 2004.
73. Rojas-Fernández, M.; Velázquez-Del Rosario, A.; Rodríguez-González, I. Efecto de la adición en la resistencia al desgaste abrasivo del hierro fundido aleado Ni- Resist. *Minería y Geología*, 31(4): 38-50, 2015.



74. Saal, P.; Meier, L.; Li, X.; Hofmann, M.; Hoelzel, M.; Wagner, J.; Volk, W. In situ study of the influence of nickel on the phase transformation kinetics in austempered ductile iron. *Metall. Mater. Trans. A* 47, 661–671, 2016.
75. Sánchez, F.; Hinojosa, M.; Virgilio, G. Hojuelas de grafito en hierro fundido gris: análisis fractal y estadístico, 2007.
76. Sánchez-Vergara, M.; Campos-Silva, I. Tecnología De Materiales. Primera Edición. Trillas. pp. 226-229, 2010.
77. Sarache, L. Diseño de experimentos y análisis multifactorial aplicado a la industria. Facultad de Ingeniería, *Revista Ingeniería Industrial*. 4 (5): 585-590, 2004.
78. Sertucha, J.; Suárez, R., Arenas de moldeo en verde, st Ed.; Azterlan, Durango, 2004.
79. Shaha, S.; Haque, M.; Maleque, M. 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.
80. Stefanescu, D. Classification and basic metallurgy of cast iron., En *ASM Metals Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. Metals Park, OH: ASM International, p. 34, 2005.
81. Stefanescu, D.; Katz, S. Thermodynamic properties of iron-base alloys. En *ASM Metals Handbook Volume 15: Casting*. Metals Park, OH: ASM International. 2008.
82. Showman, R.; Aufderheide, R. Controlling nodularity in thin-wall compacted graphite iron castings. Dublin, Ohio: American Foundry Society, 2004.
83. Smith, W. Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de Materiales, Concepción Fernández España, Madrid. 2005.
84. Suzuki, T. Hardening Method for Alloy Cast Iron JP56108823. 1991.
85. Sy, A. Copper in cast iron. Principal Considerations. *AFS Transactions*, 67 : 321-328, 1959.
86. Taha, M.; El-Mahallawy, N.; El-Sabbagh, A.; El-Benawy, T.; Hadla, H. Prediction of hypoeutectic gray iron microstructure during solidification and solid transformation using simple fourier model. *Key Engineering Materials*, 457:293–298, 2011.
87. Van de Velde, C. Carbide formation in cast iron, Part I A new Approach to the solidification of cast iron, April 2000.



88. Velez, J.; Garboggini, A.; Tschiptschin, A. Effect of silicon on kinetics of bainitic reaction in austempered ductile cast iron. *Materials Science and Technology*, 12: 329, 1996.
89. Velez, F. Conferencia sistemas de moldeo moderno. Patrocinado por: INTERQUIM SA y el SENA, 2006.
90. Wang, J.; Li, C.; Liu, H.; Yang, H.; Shen, B.; Gao, S.; Huang, S., The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. *Materials Characterization*, 56 (13): 73-78, 2006.
91. Zalkin, V.; Kraposhin, V. Structure of Iron-Carbon Melts. About stability of cementite in melts. *Metals Science and Heat Treatment*, 52 (1-2): 3-6, 2010.
92. Zhao, H.; Liu, B. Modelling of stable and metastable eutectic transformation of spheroidal graphite iron casting, *ISI J. International*, 41 (9): 986-991, 2001.
93. Liu, X.; Takamori, S.; Osawa, Y. The effect of aluminum addition on the damping capacity of cast iron. *Journal of Materials Science*, 39 (19): 6097-6099, 2004.