



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE
MÉXICO**

FACULTAD DE QUÍMICA

**EFFECTO DE VANADIO EN LA FORMACIÓN DE CARBUROS EN UN
HIERRO NODULAR**

TESIS

**PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

PRESENTA

Adrian Felipe López Betancourt



MÉXICO, D.F. 2016



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO

VOCAL: JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA

SECRETARIO: ARTURO ALEJANDRO SÁNCHEZ SANTIAGO

1er. SUPLENTE: AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO

2° SUPLENTE: ADRIÁN MANUEL AMARO VILLEDA

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO, FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO D

ASESOR DEL TEMA:

Dr. José Alejandro García Hinojosa

SUPERVISOR TÉCNICO:

Dr. Adrián Manuel Amaro Villeda

SUSTENTANTE (S):

Adrian Felipe López Betancourt



Índice

Introducción.....	1
Hipótesis.....	2
Objetivos.....	2
Capítulo I. Marco teórico.....	3
1. Prefacio.....	3
2. Diagrama de fases estable Fe-C (grafito).....	3
2.1 Fases y microconstituyentes.....	4
3. Diagrama de fases metaestable Fe-Fe ₃ C (Cementita).....	5
3.1. Fases y microconstituyentes.....	9
4. Transformaciones de CDI.....	9
5. Velocidad de enfriamiento.....	10
6. Elementos de aleación.....	10
7. Elementos aleantes.....	12
8. Análisis microestructural de los hierros nodulares.....	15
9. Análisis Térmico.....	22
Capítulo II. Antecedentes.....	23
1. Prefacio.....	23
2. Hierros colados.....	23
2.1. Hierros blancos.....	24
2.2. Hierros maleables.....	25
2.3. Hierro gris.....	25
2.4. Hierro nodular.....	26
3. Elementos aleantes generadores de grafito.....	37
4. Formación de carburos.....	39



Capítulo III. Desarrollo Experimental	41
1. Prefacio.....	41
2. Panorama general.	41
2.1. Infraestructura.	41
3. Fabricación de moldes de Silicato-CO ₂	42
4. Fabricación del Hierro nodular con carburos (CDI).....	42
5. Descripción de los procesos y variables a controlar durante el experimento.	45
Capítulo IV. Resultados	55
1. Prefacio.....	55
2. Fabricación del metal base (Hierro nodular con carburos).	55
3. Análisis térmico.....	55
4. Análisis microestructural.	65
Capítulo V. Análisis de resultados	82
Capítulo VI. Conclusiones	86
Capítulo VII. Bibliografía	87



Introducción



En los últimos años el hierro nodular ha demostrado ser uno de los materiales metálicos importantes en la industria metalúrgica debido a sus propiedades físicas, químicas y mecánicas, así como por su bajo costo de producción (comparado con materiales como el acero) y sus numerosas aplicaciones; debido a esto se han realizado diversos experimentos para mejorar las propiedades del hierro nodular, dando lugar a los hierros dúctiles austemperizados (ADI por sus siglas en inglés Austempered Ductile Iron).

Para la obtención de hierro dúctil austemperizado (ADI) se deben controlar las variables que impacten tanto al hierro base (estas condiciones son similares a la fabricación del hierro nodular), así como en la posterior etapa de tratamiento térmico, como lo son: composición química del hierro base, microestructura de la matriz, tamaño de nódulo, nodularidad, densidad de nódulo para la primer instancia, temperatura y tiempo de austenizado y de tratamiento isotérmico ^[1] para la segunda instancia.

Posterior a los estudios de los hierros dúctiles austemperizados se propuso la fabricación de hierros ADI con carburos, dando lugar a los hierros CADI por sus siglas en inglés (Carbodic Austempered Ductile Iron), el cual se obtiene a partir de un hierro base que contenga tanto grafito esferoidal como carburos dispersos en la matriz el cual se denomina CDI por sus siglas en inglés (Carbodic Ductile Iron), al cual se le aplicará el tratamiento térmico de austemperizado, para así obtener una microestructura de grafito esferoidal y carburos dentro de una matriz ausferrítica. Normalmente la presencia de carburos en fundiciones de hierros grises y nodulares está prohibida, llegando a considerar su aparición como un defecto, debido a que esta estructura propiciaba la fragilidad y un difícil maquinado en estos materiales, sin embargo en el presente trabajo se explicará el motivo e importancia de esta microestructura.

En la literatura podemos encontrar varios antecedentes de elementos que propician la generación de carburos como el S, Cr, V, Mo, Sn, etc. ^[2] sin embargo el Vanadio es el menos investigado a pesar de su gran potencial formador de carburos, por lo que se utilizará este elemento (en forma de ferroaleación) para producir hierros CDI y determinar tanto su potencial en la formación de carburos.

A continuación se expone una reseña de contenido de cada capítulo de la presente tesis:



Hipótesis

Un incremento en el contenido de vanadio en un hierro nodular afectará la temperatura eutéctica y promoverá una mayor cantidad de carburos precipitados durante la solidificación debido al desplazamiento y la reducción del Delta de temperatura entre la temperatura eutéctica estable y la temperatura eutéctica metaestable.

Objetivos

Determinar el efecto que tiene el contenido de vanadio en la temperatura eutéctica estable y metaestable de hierros nodulares y relacionarla con la fracción de carburos precipitados.

Relacionar la fracción de carburos precipitados con las curvas de enfriamiento.



1. Prefacio.

En este capítulo se presentarán y explicarán a profundidad las bases teóricas de la fabricación de los hierros nodulares con carburos o CDI por sus siglas en inglés Carbodic Ductile Iron, así como las variables involucradas en este proceso, como son: Composición química, velocidad de enfriamiento, forma y composición del molde, etc., y el efecto de los elementos de aleantes sobre el diagrama de Hierro-Carbono estable y metaestable.

2. Diagrama de fases estable Fe-C (grafito). [3]

El sistema de aleaciones binario más importante es el hierro-carbono. Los aceros y los hierros colados son aleaciones hierro-carbono. La clasificación de las aleaciones férreas según el contenido en carbono comprende tres grandes grupos: hierro puro cuando contiene menos del 0.008 % en peso de C, acero cuando la aleación Fe-C tiene un contenido en C mayor del 0.008 y menor del 2.11 % en peso, y en hierros colados cuando la aleación Fe-C tiene un contenido de C superior al 2.1% (aunque generalmente contienen entre el 3.2% y el 4% de C).

Los hierros grises y nodulares presentan transformaciones durante su solidificación que deben de estudiarse con el diagrama de fases Hierro-Carbono (Fe-C) estable (figura 1.1) el cual es diferente al metaestable conocido como Hierro- carburo de Hierro (Fe-Fe₃C), ya que el primero muestra las transformaciones estables correspondientes a las aleaciones con alto contenido de Silicio, el cual está presente en todas las clasificaciones de estos hierros en porcentajes de 1% a 4%. La característica principal que diferencia a estos dos diagramas es que en el estable la transformación eutéctica es $\gamma + G$ y en el metaestable es $\gamma + Fe_3C$

En el diagrama estable notamos que las líneas de transformación de fase se encuentran desplazadas hacia arriba y a la izquierda respecto al diagrama metaestable, por lo tanto la composición y temperatura de las aleaciones eutécticas y eutectoides varían con el contenido de silicio, teniendo un porcentaje de Carbono menor pero una temperatura de transformación de fase mayor.

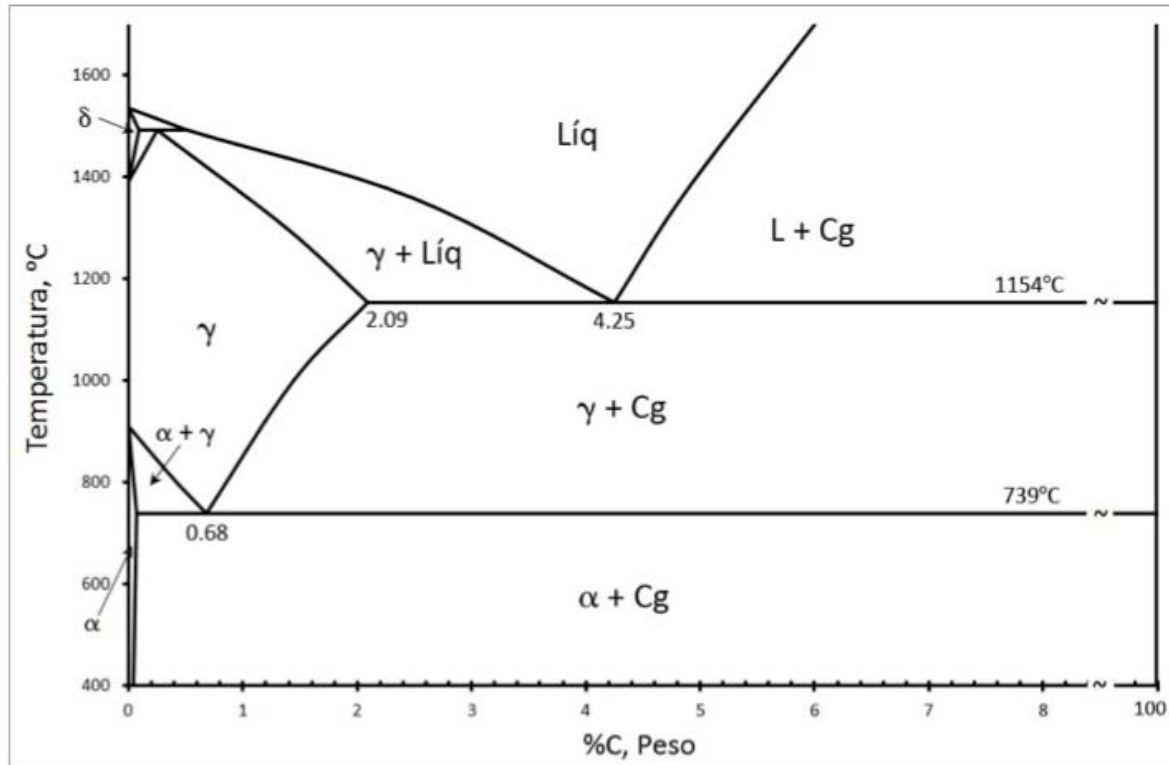


Figura 1.1 Diagrama al equilibrio Fe-Cg (Hiero-Grafito)

2.1 Fases y microconstituyentes.

Las fases, en metalurgia, se definen como cuerpos de materia macroscópicamente homogéneos, es decir, proporciones continuas y homogéneas de materia, estas son nombradas por separado a pesar de tener una interrelación con otra fase. Los microconstituyentes son las unidades microscópicas por las que está formado el material, una fase puede ser por si misma un microconstituyente (tal como lo puede ser la ferrita), o puede relacionarse con una o más fases para formar un microconstituyente diferente (como es el caso de la perlita, al ser una estructura de láminas de ferrita con láminas de cementita).

En el caso del diagrama estable del Fe-Cg tenemos como principales fases y microconstituyentes a ^[4]:

Grafito: 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 imposible su existencia y favorecen la formación del grafito. Las principales circunstancias que favorecen la formación de grafito 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.

Se presenta en estado libre afectando en gran medida las propiedades y características microestructurales del material, las cuales se ven afectadas también por la morfología que presenta el grafito.

Ferrita: Se le identifica con la letra α , se considera que esta fase en hierro casi puro, ya que puede contener en solución pequeñas partes de silicio, Fósforo y otras impurezas. Cristaliza en un sistema cúbico centrado en el cuerpo. Tiene aproximadamente una resistencia de 28 Kg/mm², 35% de alargamiento y una dureza de 90 HBN. Es el más blando de todos los constituyentes [4].

Austenita: Es una solución sólida de carbono que conforma el hierro γ . Puede contener desde 0 a 1.7%C, todos los hierros y aceros se componen de Austenita a altas temperaturas, sin embargo es un microconstituyente inestable a bajas temperaturas. Tiene una estructura cristalina cúbica centrada en las caras, una resistencia de 88 a 105 Kg/mm², una dureza de 300 HBN y un alargamiento de hasta 60%.

3. Diagrama de fases metaestable Fe-Fe₃C (Cementita). [5]

El diagrama de fases metaestable (figura 1.2) es el utilizado para los aceros, ya que por el contenido de carbono y sus bajas concentraciones de elementos grafitizantes no se precipita el Carbono, sino que forma carburos con el Hierro, teniendo al equilibrio y a temperatura ambiente las fases conocidas como Ferrita, Perlita y Cementita.

El diagrama metaestable también es utilizado para comprender el comportamiento y los microconstituyentes que obtendremos en un hierro blanco, ya que como se mencionó antes este considera la generación de carburos en lugar de grafito precipitado, en el caso de los hierros blancos tendremos como microconstituyentes Perlita, Cementita y Ledeburita transformada.

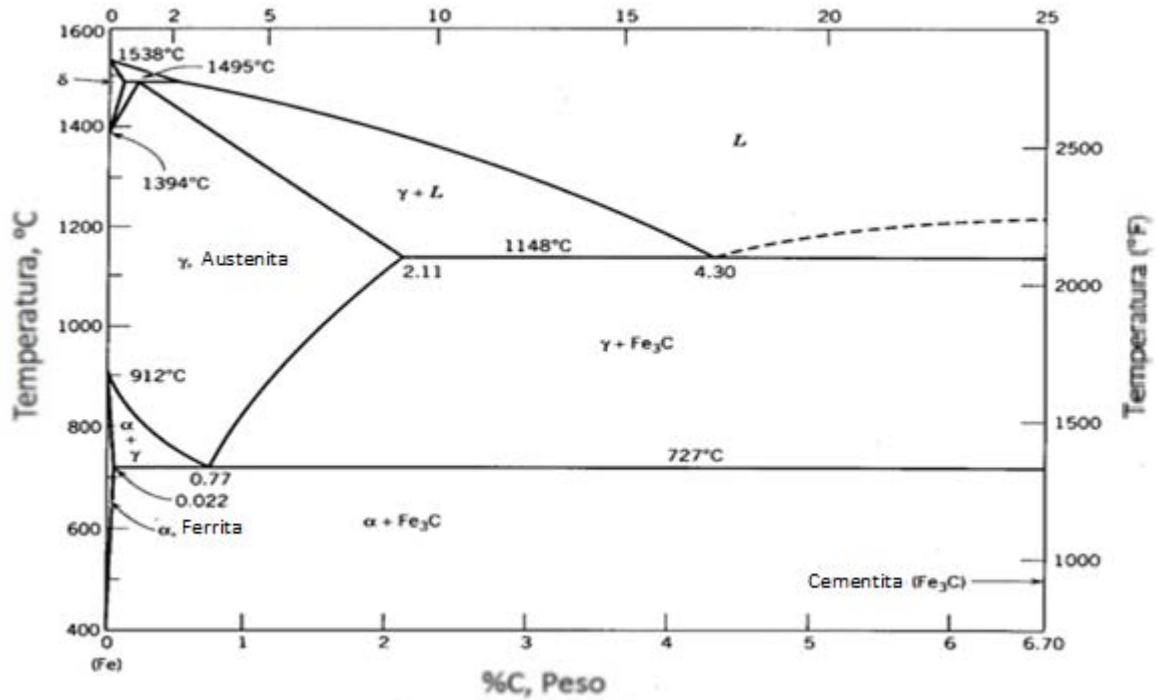


Figura 1.2 Diagrama de fases metaestable

Los diagramas estable y metaestable como ya se explicó forman diferentes microconstituyentes, y en el caso de los hierros blancos y aceros se sigue un solo diagrama (metaestable) como se dijo anteriormente, sin embargo en el caso de los hierros grises y nodulares aunque utilizan principalmente el diagrama estable, también utilizan el metaestable para generar la matriz del material, es decir, puedo tener un hierro gris con matriz ferrítica que seguirá solamente al diagrama estable, pero se quiere obtener una matriz perlítica se seguirá primero el diagrama estable y después el metaestable. En la figura 1.3 se observan ambos diagramas superpuestos para notar las diferencias y en la figura 1.4 se representan los microconstituyentes que se obtienen en ambos diagramas.



Capítulo I. Marco teórico

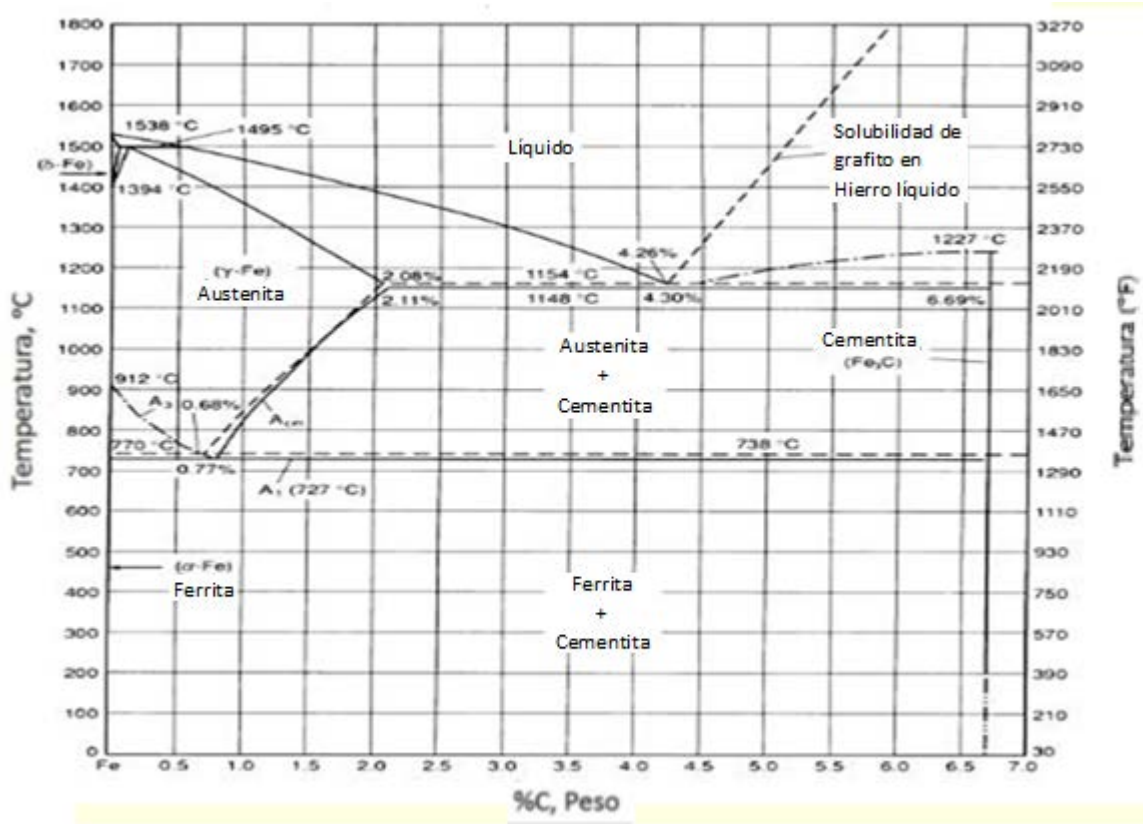


Figura 1.3 Diagramas estable (línea punteada) y metaestable (línea continua) superpuestos.

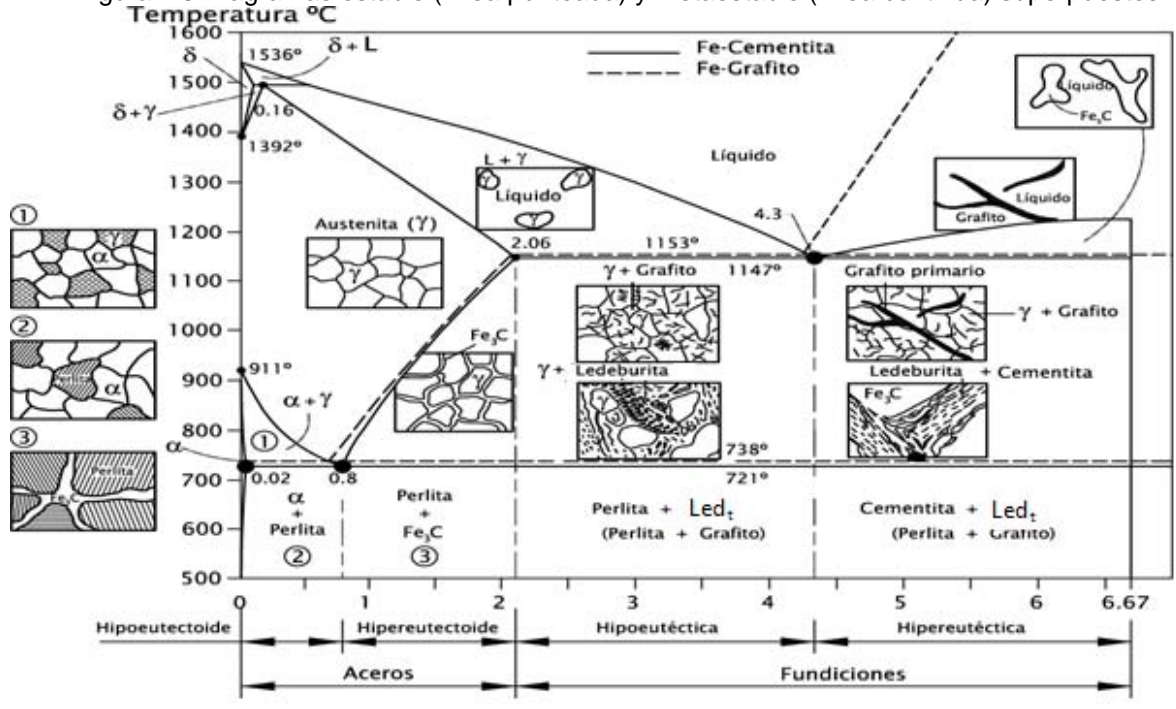


Figura 1.4 Diagrama de microconstituyentes formados establemente (línea punteada, grafito segregado) y los formados metaestablemente (línea continua, carburos).



Tabla 1.1 Diagrama que siguen algunos hierros colados

Tipo de fundición	Solidificación	Enfriamiento del sólido	Fases	Microconstituyentes
Hierro gris ferrítico	Fe-Cg	Fe-Cg	$\alpha + Cg$	$\alpha + Cg_p + Cg_s + Cg_t$
Hierro gris perlítico	Fe-Cg	Fe-Fe ₃ C	$\alpha + Fe_3C + Cg$	$P + Cg_p + Fe_3C_s + Fe_3C_t$
Hierro gris F-P	Fe-Cg	Fe-Cg y Fe-Fe ₃ C	$\alpha + Fe_3C + Cg$	$\alpha + P + Cg_p + Cg_s + Cg_t + Fe_3C_s + Fe_3C_t$
Hierro gris P-F	Fe-Cg	Fe-Fe ₃ C y Fe-Cg	$\alpha + Fe_3C + Cg$	$P + \alpha + Cg_p + Cg_s + Cg_t + Fe_3C_s + Fe_3C_t$
Hierro blanco	Fe-Fe ₃ C	Fe-Fe ₃ C	$\alpha + Fe_3C$	$P + Led_t + Fe_3C_s + Fe_3C_t$

En la tabla 1.1 se ejemplifica la secuencia de solidificación de diversos tipos de fundiciones.

Donde:

α = Fase ferrítica

Cg_p = Carbono grafito primario

Cg_s = Carbono grafito secundario

Cg_t = Carbono grafito terciario

P = Perlita

Fe_3C_s = Cementita secundaria

Fe_3C_t = Cementita terciaria

Led_t = Ledeburita transformada

De acuerdo a la figura 1.4 y a la tabla 1.1, la ruta de enfriamiento para un hierro gris perlítico con 4.5% de Carbono es: durante la solidificación sigue el diagrama estable, por lo que en esta fase se forma grafito, al cual se le denominará grafito primario, por lo que tendremos Cg_p y líquido, durante el enfriamiento del sólido se sigue el diagrama metaestable, en un rango de 1147°C y 721°C se generará a partir del líquido que no se ha transformado Austenita (γ) y cementita secundaria y por último de 721°C a temperatura ambiente la Austenita se transformará en cementita terciaria, llegando así a formar a temperatura ambiente los microconstituyentes mencionados.

Por otro lado se nota que el hierro blanco y el hierro gris ferrítico siguen solamente un diagrama (metaestable y estable respectivamente) por lo que los microconstituyentes que se producen son solamente los que existen en dicho diagrama.



3.1. Fases y microconstituyentes. ^[4]

Cementita: Es carburo de hierro, contiene 6.67% de carbono y 93.33% de hierro. Es el constituyente más duro y frágil de los hierros, su dureza del orden de 68 Rockwell C y cristaliza formando un paralelepípedo ortorrómbico de gran tamaño (4.5x5x6.7 Å). No es coloreada por los reactivos utilizados normalmente, apareciendo de color blanco brillante. Forma parte de la perlita, en ese caso se le conoce como cementita eutectoide, y toma la forma de láminas paralelas separadas.

Perlita: Es un constituyente eutectoide formado por capas alternadas de hierro alfa (ferrita) y carburo de hierro (cementita). Es de composición química constante y definida y contiene aproximadamente seis partes de hierro y una de carburo, que corresponde a 13.5% de carburo de hierro y 86.5% de hierro, y que es referido al 0.9%C y 99.1%Fe. Tiene una resistencia de 80 Kg/mm² y un alargamiento de 15% aproximadamente.

Ledeburita: Es el constituyente eutéctico que se forma en el enfriamiento de las fundiciones aproximadamente a 1147°C, en el momento que termina la solidificación. Está formada por 52% de cementita y 48% de austenita saturada. La ledeburita no existe a temperatura ambiente en las fundiciones ordinarias, debido a que en el enfriamiento se transforma en un arreglo de cementita y perlita (ledeburita transformada). Sin embargo, en las fundiciones se pueden conocer las zonas donde existió la ledeburita, por el aspecto eutéctico con que quedan esas agrupaciones de ledeburita transformada.

La Ferrita también es una fase en este diagrama, sus especificaciones son las mismas que en el diagrama estable.

4. Transformaciones de CDI.

Las fundiciones CDI como ya se ha mencionado deben de tener una microestructura de Carbono precipitado con carburos, por lo que estos siguen el diagrama estable y metaestable durante la solidificación y el enfriamiento de la fundición, dando como producto una matriz que contiene esferoides de Carbono grafito, carburos ledeburíticos, carburos complejos o aleados; y dependiendo de la cantidad de elementos de aleación y aleantes ciertos porcentajes de Perlita, Cementita y Ferrita.



5. Velocidad de enfriamiento. [4]

La velocidad de enfriamiento es un factor de suma importancia al momento de fabricar cualquier tipo de aleación férrea, esto se nota con mucha claridad en los hierros colados, ya que si se permite que esta velocidad sea muy alta, seguramente obtendremos un hierro blanco, ya que no le permitimos al Carbono presente en el líquido que nucleee y se precipite en esta forma, así que inclusive si se tienen elementos grafitizantes no se puede asegurar que el grafito se presente.

Por otro lado si la velocidad de enfriamiento es muy lenta el carbón precipita, sin embargo, aunque este fenómeno se puede llevar a cabo sin elementos aleantes grafitizantes, la fracción que se generará será muy pequeña, por lo que aún se pueden generar carburos a pesar de la disminución de la velocidad de enfriamiento por lo que es necesaria la presencia del Silicio.

Para los hierros grises o nodulares, este factor es crítico ya que la velocidad de enfriamiento depende del molde (material del que está fabricado) y del espesor de la pieza o de las zonas más delgadas de esta. Por lo tanto una pieza corre el riesgo de tener una buena cantidad de grafito en ciertas zonas, principalmente las gruesas y las últimas en solidificar, y otras zonas con carburos, lo que causaría una variación en las propiedades mecánicas y físicas, y en menor cantidad la composición.

Otro punto a tomar en cuenta en el caso de los CANI es que al agregarle elementos de aleación, cuanto menor sea la velocidad de enfriamiento, tanto mayor será el efecto de la micro segregación, la cual dará lugar al enriquecimiento en elementos formadores de carburos de las últimas regiones de líquido que solidifica y por ende, a la formación de carburos muy aleados, cuyo tamaño y morfología podrá variar, desde formas ledeburíticas a placas delgadas, según las características de la aleación, el tamaño de pieza y las condiciones del proceso de fabricación [6].

6. Elementos de aleación.

La composición química del hierro es el factor más importante a tomar en cuenta durante el procesos de manufactura, ya que esta es la que definirá la matriz y por tanto las propiedades mecánicas del producto final, es por esta razón que se tiene que tener un control muy estricto sobre los elementos que deben de contener, así como los porcentajes de cada uno. Existen ciertos elementos que aportan mejores propiedades a la matriz o promueven ciertas características sobre la microestructura de estas, o que



simplemente es demasiado complicado eliminar del material, por esas razones cuando se quiere fabricar un material este normalmente ya cuenta con una clasificación que determina los elementos y los rangos de composición.

Los elementos de aleación de los hierros y aceros son: el Carbono, Silicio, Manganeso, Fósforo y Azufre ya que son los elementos que se encuentran en cualquier tipo de hierro, sin embargo estos elementos se encuentran en diferentes cantidades en cada uno de ellos, ya que, debido a sus tendencias de modificar la matriz, pueden llegar a ser un defecto en porcentajes altos para algunos hierros mientras que para otros no.

Existen elementos de aleación que promueven alguna de las fases del hierro como el Manganeso que estabiliza la perlita, el Silicio promueve la ferrita y el azufre que promueve la formación de carburos, por lo que la adición de cada uno de estos elementos modificará la microestructura de los hierros, además el azufre puede formar un intermetálico que fragiliza a la matriz, por lo que se le considera un elemento dañino para los hierros, por lo tanto no se utiliza para generar carburos a pesar de su alto potencial formador de carburos. Carbono: Es el elemento de aleación principal en cualquier aleación ferrosa, la microestructura de la matriz se basa en los átomos de Hierro y Carbono, los demás elementos se encuentran dispersos en porcentajes mínimos que por lo regular mejoran propiedades pero no son visibles a nivel microscópico. Las características de los elementos de aleación son:

- Silicio: Luego del Carbono es el elemento más importante de las fundiciones, es un agente grafitizador y promovedor de la fase ferrítica, es muy importante en los hierros grises y nodulares ya que ayuda en el proceso de nucleación para generar grafito, incrementa la fluidez y desplaza la composición eutéctica hacia la izquierda, lo cual baja la temperatura de solidificación.
- Manganeso: Es un agente que promueve la formación de carburos y estabilizador de la perlita, por tanto aumenta la dureza del material, sin embargo para hierros ADI y CADI es un elemento de bastante importancia, ya que juega un papel fundamental durante el tratamiento de austemperizado, ya que disminuye la temperatura crítica superior de austenización, incrementa la solubilidad de carbono en la fase austenítica. Es un elemento necesario para neutralizar el efecto del azufre en el Hierro.



- Fósforo: es considerado una impureza no deseada en la fundición, aumenta la fluidez del metal fundido. En la producción de piezas de grandes secciones, el fósforo debe reducirse a alrededor de 0,3% a fin de evitar la porosidad por contracción.
- Azufre: Cuando hay azufre en exceso y poco Manganeso, el azufre se combina con el hierro y tiende a formar Sulfuro de Hierro (FeS), un compuesto intermetálico de bajo punto de fusión que al formar redes interdendríticas provoca fisuras y fragilidad en caliente, y promueve la formación de carburos. Reduce la fluidez y provoca rechupes y cavidades en piezas fundidas, es perjudicial porque obstaculiza la grafitización, hace la fundición dura y frágil. Obtener un contenido de azufre inferior a 0.02% en el hierro líquido es una necesidad básica para la esferoidización del grafito. Por esta razón es muy importante tener un tratamiento de desulfuración previo al tratamiento de nodulización cuando el contenido de Azufre sea demasiado alto.

7. Elementos aleantes.

Los elementos aleantes son elementos que se adicionan al metal líquido para mejorar propiedades, modificar microestructuras o neutralizar el efecto de otro elemento dentro de la aleación. Los elementos aleantes que se añaden al hierro nodular como base para fabricar hierros CADI son:

- Cromo: Estabiliza la perlita de la misma manera que el manganeso, mediante el aumento de la solubilidad del carbono en la austenita. Sin embargo, el cromo en comparación con el manganeso, produce una estructura de perlita fina aumentando así el contenido Fe_3C de la perlita y suprime la nucleación de grafito. El cromo segrega fuertemente durante la solidificación promoviendo la formación de carburo en las últimas zonas que se solidifican. Esta formación de carburos por segregación es ayudado por el hecho de que los átomos de cromo pueden sustituir átomos de hierro en el carburo normal de hierro (Fe_3C) y así formar $(Fe, Cr)_3C$ estos carburos formados tienen un enlace atómico muy fuerte con los átomos de carbono. Esta sustitución resulta en un carburo muy estable que, a niveles de cromo en exceso de 0,1%, puede prevenir incluso la disolución del carburo durante el tratamiento de austemperizado.



Capítulo I. Marco teórico



Es un elemento alfaceno, por lo que aumenta la temperatura de austenización y disminuye la región γ , por lo que la solubilidad del carbono es menor [7].

- **Molibdeno:** Es un elemento aleante muy utilizado para aumentar la resistencia mecánica. Se añade en porcentajes de entre 0.35% a 0.55%. Se obtienen mejores resultados cuando el contenido de Fósforo está por debajo del 0.10%, debido a que se forma un complejo de Molibdeno eutéctico con Fósforo el cual incrementa el módulo de elasticidad. Los carburos de Molibdeno reducen la ductilidad, resistencia al impacto y maquinabilidad, estos carburos se forman cuando el Molibdeno presente en la aleación excede el 0.5%, estos carburos son muy estables y difíciles de disolver.
- **Vanadio:** Combinado con el carbono presente en una aleación de hierro forma partículas de carburo de vanadio (VC o V_4C_3). El vanadio promueve la formación de carburos de hierro, los cuales resultan en un incremento de la formación de hierro blanco en secciones delgadas. Cantidades muy pequeñas de vanadio promueven y estabilizan la estructura perlítica. El vanadio tiene este efecto debido a que causa un incremento significativo en la temperatura eutéctica metaestable, y una marcada disminución en la temperatura eutéctica estable. La adición de vanadio en el hierro nodular, incrementa la formación de carburos y los precipitados que genera contribuyen significativamente a la dureza de los hierros CADI. Puede formar carburo de Vanadio cuya dureza Vickers es 2800 la cual es mucho mayor que la de carburos de cromo que llegan hasta 1800 Vickers. La morfología del carburo de vanadio (VC) puede reducir la división de la matriz, que puede ser útil para obtener dureza superior. Cuando el contenido de vanadio es superior al 4%, se observa la precipitación de carburos secundarios de dispersión de tipo VC en austenita.
- **Cobre:** Fortalece la matriz y disminuye la tendencia a formar bordes duros de carburo en las piezas, es un elemento grafitizante, aunque tiene un potencial de grafitización bajo, porcentajes mayores al 2%, puede causar dificultad en la nodularidad del grafito.
- **Níquel:** Se comporta de manera similar que el cobre, también es un elemento grafitizante, su potencial grafitizante es mayor que la del cobre, afina las hojuelas de grafito y a la perlita.
- **Titanio:** Favorece la formación de carburos, afina los granos de perlita, y estabiliza los carburos formados.



Debido a que estos elementos modifican la temperatura eutéctica estable (TEE) y la temperatura eutéctica metaestable (TEM), es que se logra aumentar la formación de carburos o de carbono grafito. La figura 1.5 la cual nos muestra diferentes elementos aleantes y su efecto sobre dichas temperaturas.

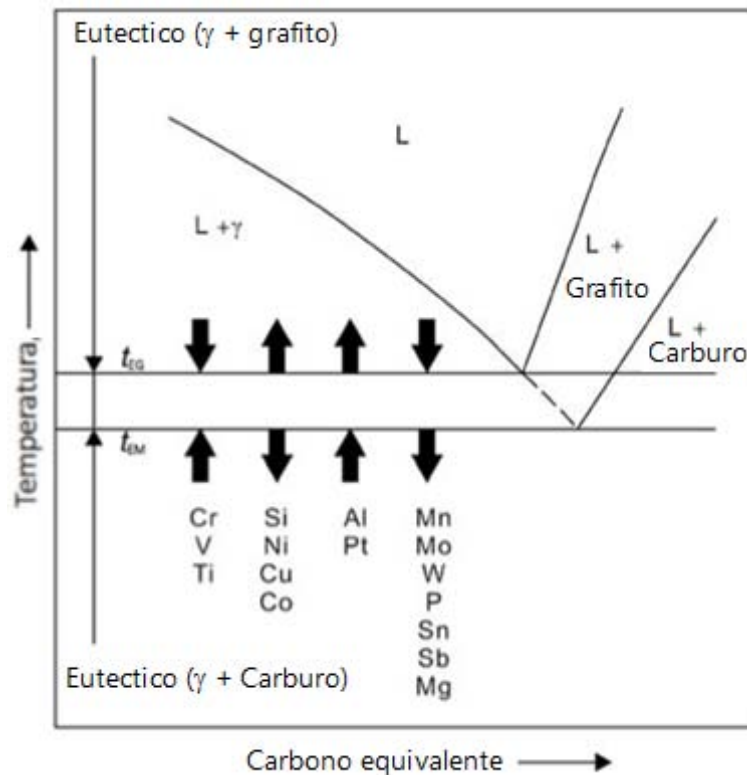


Figura 1.5 efecto de los elementos aleantes sobre la TEE (O TEG) y la TEM.

En base a la figura 5 se tiene que:

Los elementos promotores de carburos (Cr, V, Ti) disminuyen la diferencia entre la temperatura eutéctica metaestable (TEM) y la temperatura eutéctica estable (TEE), disminuyendo el área entre TEM-TEG disminuyendo la formación de Carbono grafito.

Los elementos Grafitizantes (Si, Ni, Cu, Co) aumentan la diferencia entre la temperatura eutéctica metaestable (TEM) y la temperatura eutéctica estable (TEE), dando lugar a una región TEM-TEG más amplia.

El Aluminio aumenta la temperatura de transformación tanto de la temperatura eutéctica estable como de la metaestable, por lo que la diferencia entre estas se mantiene igual, pero a diferente temperatura.



Por último elementos como Mn, Mo, W y Sn disminuyen la temperatura de transformación tanto de la temperatura eutéctica estable como de la metaestable, así que ocurre un fenómeno similar al caso anterior, sin embargo aquí aunque la diferencia se mantiene igual, ambas temperaturas de transformación disminuyen

8. Análisis microestructural de los hierros nodulares.

Para obtener las características microestructurales deseadas (y por ende la composición y propiedades mecánicas) es necesario realizar un análisis metalográfico para determinar la calidad metalúrgica del metal obtenido.

En el caso del hierro gris se analiza el tipo de hojuela o lamina formada, para el caso del hierro nodular se analiza por medio de este método el grado de nodularidad del grafito, si son vermículos o esferoides, la cantidad de nódulos, el tamaño de nódulos, en el caso del hierro CADI el porcentaje de carburos formados y en todos los casos la matriz obtenida.

En la tabla 1.2 se aprecia la clasificación del tipo de grafito según la norma ASTM A247-67, y la figura 1.6 que indica las morfologías del grafito en dicha tabla.

Tabla 1.2 Clasificación de la morfología del grafito según ASTM e ISO.

STM A247-67	Descripción
I	Grafito esferoidal
II	Grafito esferoidal imperfectamente formado
III	Grafito Maleabilizado
IV	Grafito compacto
V	Grafito en forma de cangrejo
VI	Nódulos en forma de irregular abierta
VII	Grafito en forma de hojuela

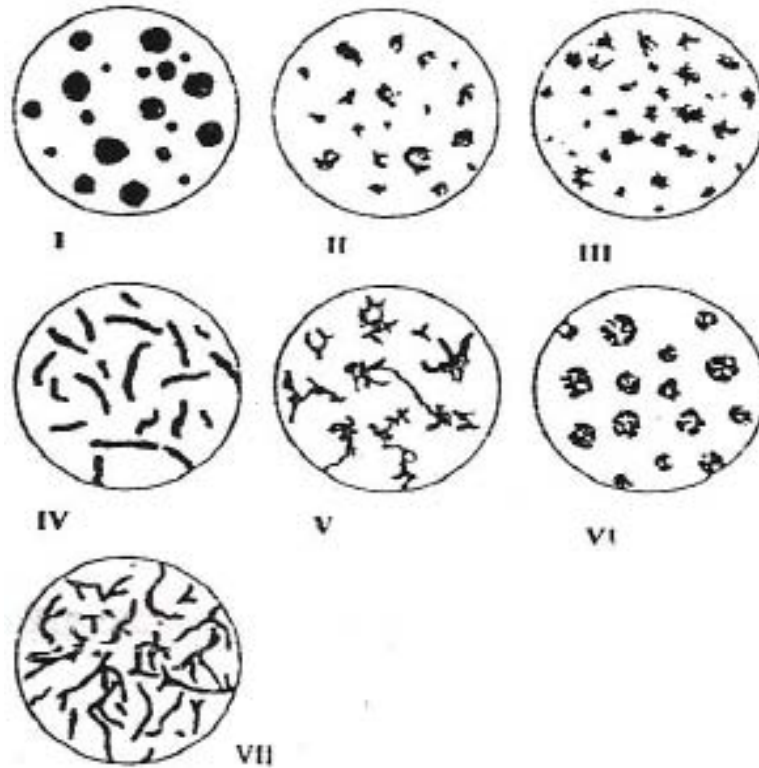


Figura 1.6 Morfología del grafito, relacionadas con la tabla 1.2, a 100X [8].

Específicamente para los hierros nodulares se utilizan los patrones de las figuras 1.7, 1.8, 1.9 que determinan las características de los nódulos de grafito tales como son: % de nodularidad, densidad o conteo de nódulos y tamaño de nódulo.

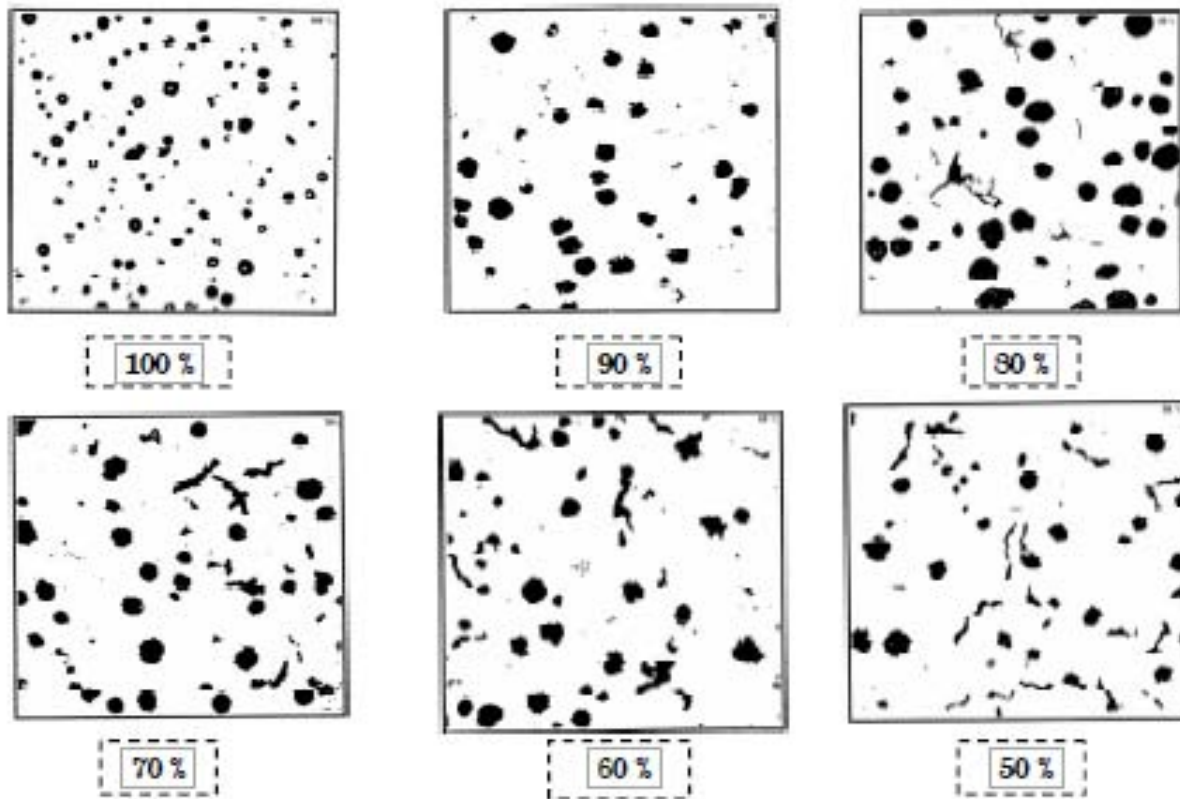


Figura 1.7 Patrones para evaluar el porcentaje de nodularidad [8].

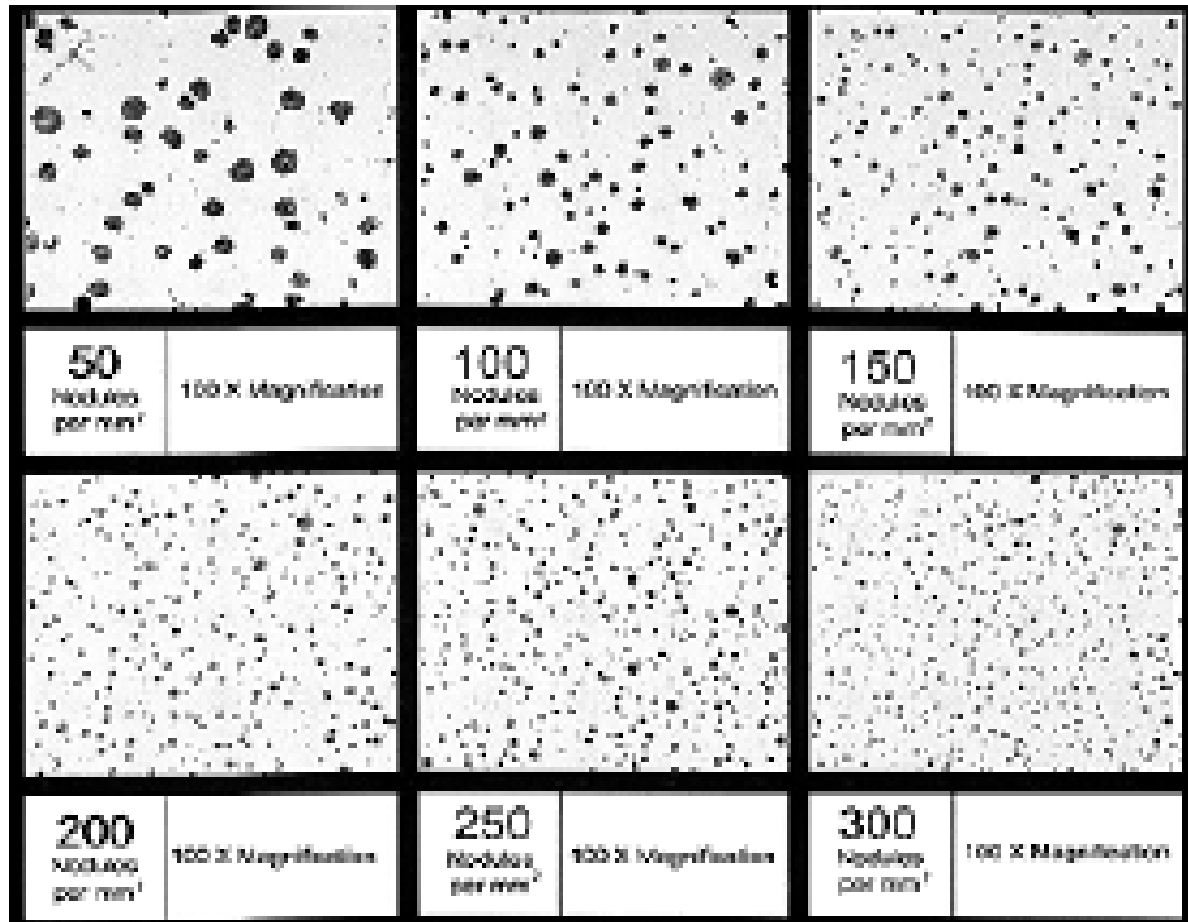
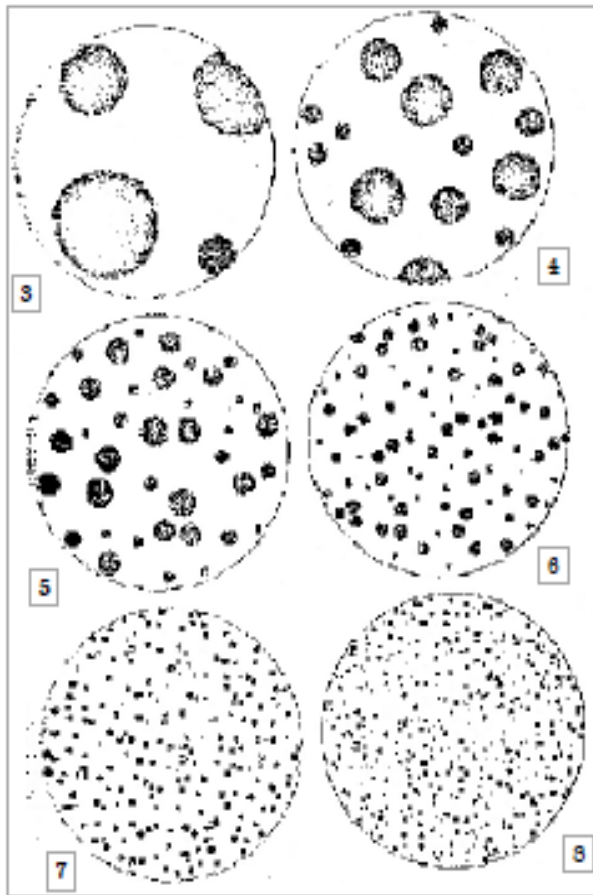


Figura 1.8 Patrones para evaluar la densidad o conteo de nódulos [8].



Tamaño	Dimensión máxima (mm ²) 100x
1	128
2	64
3	32
4	16
5	8
6	4
7	2
8	1

Figura 1.9 Patrones para evaluar el tamaño de nódulo [8].

La American Foundrymen's Society propuso patrones para determinar el porcentaje de las fases presentes que constituyen la matriz (Foundrymen's guide to ductile iron microstructures, AFS 1984), mismas que se muestran en la figura 1.10.

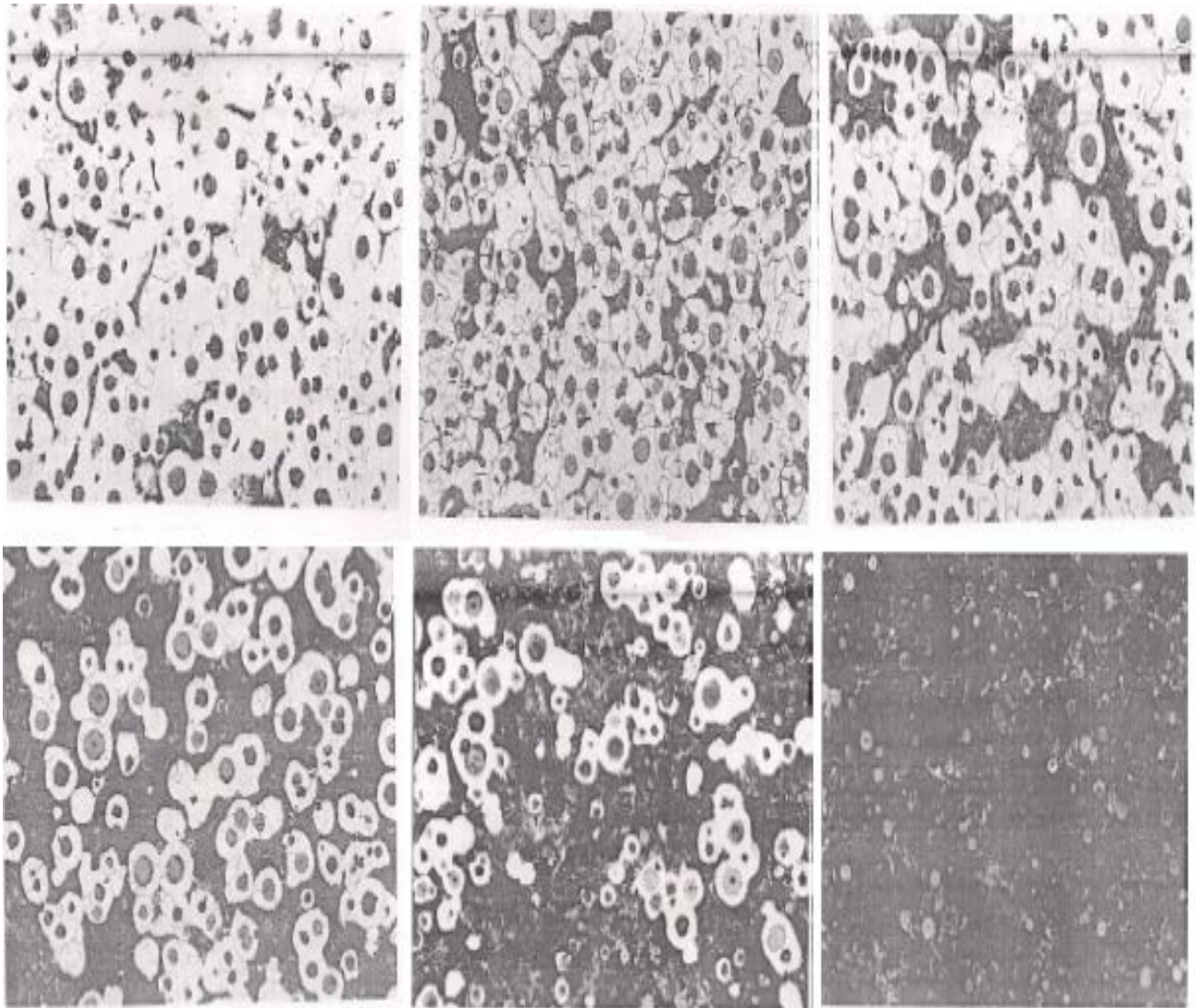


Figura 1.10 Patrón comparativo propuesto por la AFS para evaluar el % de fases en la matriz, de izquierda a derecha y de arriba abajo: 10%Perlita-90%Ferrita, 15%Perlita-85%Ferrita, 25%Perlita-75%Ferrita, 50%Perlita-50%Ferrita, 75%Perlita-25%Ferrita, 100%Perlita.

Por último se muestran los patrones AFS que determina el % de carburos presentes en un hierro nodular, las piezas fueron sobre atacadas para notar los carburos con Persulfato de amonio al 10%.

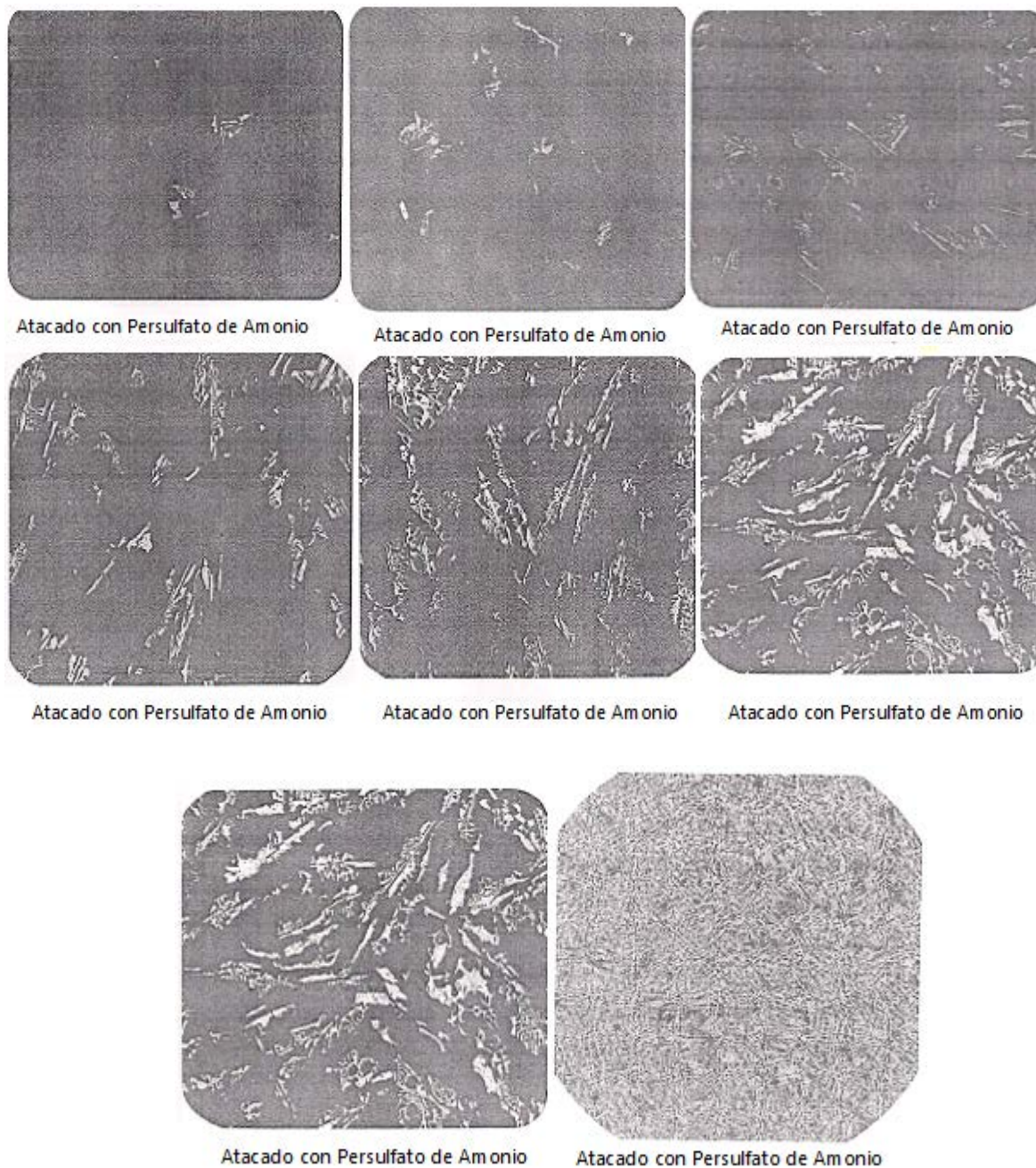


Figura 1.11 Patrón comparativo propuesto por la AFS para evaluar el porcentaje de carburos de izquierda a derecha y de arriba abajo: 1% de carburos, 2% de carburos, 5% de carburos, 10% de carburos, 15% de carburos, 20% de carburos, 40% de carburos, 100% de carburos.



9. Análisis Térmico

Es un método para calcular los cambios de fase presentes durante la solidificación de las aleaciones.

La industria de la fundición ha estado llevando a cabo análisis térmicos desde hace años, sin embargo, la evolución de nuevas tecnologías ha permitido a la industria de la fundición para lograr un análisis térmico más preciso.

Debido a que para los hierros colados se utiliza un elevado porcentaje de Silicio, se utiliza el valor del Carbono equivalente para determinar el patrón de solidificación del hierro (hipoeutético, eutético o hipereutético).

Los valores teóricos de la temperatura eutética del grafito (TEE) y de la temperatura eutética del carburo de hierro (TEM), es decir, las temperaturas a las que el carbono precipita como grafito o para formar cementita, también aparecen en la curva. Otros parámetros como el subenfriamiento, la recalcencia y la temperatura de sólido (Ts) son temperaturas de suma importancia dentro de cualquier aleación ferrosa, por lo que son temperaturas que se tratan de controlar cada vez más.

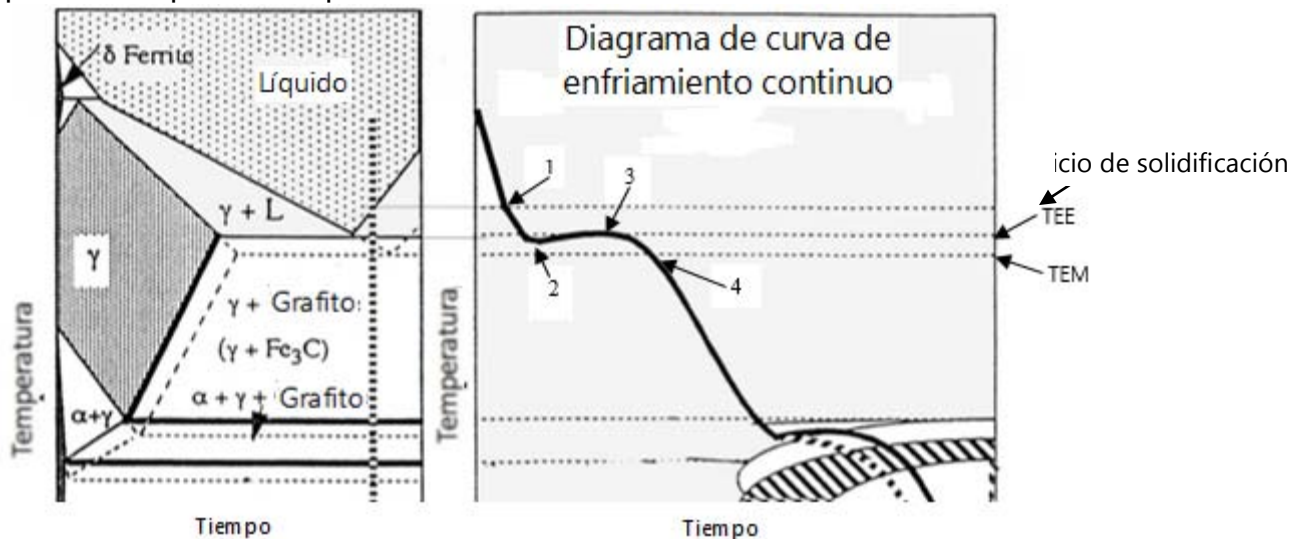


Figura 1.12 curva de enfriamiento para un hierro hipereutético, siendo 1) Inicio de solidificación, 2) Subenfriamiento, 3) Máxima recalcencia y 4) final de solidificación.

En la curva se pueden observar los puntos más importantes de la solidificación. Para este trabajo se analizará principalmente el punto 2, el subenfriamiento, ya que si este llega a una temperatura menor a TEM (Temperatura Eutética Metaestable) se lograrán formar carburos.



1. Prefacio.

En este capítulo se explicarán los conceptos fundamentales de los hierros colados, dando un énfasis en los hierros nodulares, hierros dúctiles austemperizados y los hierros dúctiles austemperizados con carburos. Aquí se explicaran términos y procesos de suma importancia en la fabricación de los hierros colados en general y las especificaciones de cada uno de ellos, así como investigaciones previas a este trabajo que ayudarán a comprender la razón del mismo.

2. Hierros colados.

Cuando el contenido de carbón se encuentra entre el 2% y el 6.5% y el contenido de Silicio de 0.5 a 4%, a la combinación de Hierro (Fe) – Carbón (C) – Silicio (Si) se le da el nombre de Hierros colados, los hierros colados se consideran excelentes aleaciones para la rama de la fundición debido a su elevada fluidez y a que su porcentaje de contracción es de entre 1% y 3.5% durante la solidificación [9].

Al igual que en el caso de los aceros las propiedades de los hierros colados dependen de su microestructura ya sea ferrítica, perlítica, martensítica, austenítica, etc. En general estas aleaciones son poco dúctiles y tienen baja resistencia al impacto, sin embargo se pueden agregar elementos aleantes para mejorar sus propiedades, la gran ventaja de estas aleaciones es su versatilidad de propiedades [9].

Se clasifican de la siguiente manera:

- Hierro blanco
- Hierro maleable
- Hierro gris
- Hierro nodular

Estas clasificaciones se basan en la cantidad de elementos de aleación que se encuentran en el metal, la morfología de la microestructura y del carbono. En la tabla 2.1 se muestran las composiciones químicas típicas de cada hierro colado:



Tabla 2.1 Rangos de la composición química de hierros fundidos no aleados [5].

Elemento	Hierro gris (%)	Hierro blanco (%)	Hierro maleable (%)	Hierro nodular (%)
Carbón	2.5 - 4.0	1.8 - 3.6	2.0 - 2.6	3.0 - 4.0
Silicio	1.0 - 3.0	0.5 - 1.9	1.1 - 1.6	1.8 - 2.8
Manganeso	0.25 - 1.0	0.25 - 0.8	0.2 - 1.0	0.1 - 1.0
Azufre	0.02 - 0.25	0.06 - 0.2	0.04 - 0.18	0.03 máx.
Fósforo	0.05 - 1.0	0.06 - 0.18	0.18 máx.	0.1 máx.

Tabla 2.2 tabla comparativa de propiedades entre hierros colados y el acero moldeado con 0.3% de carbono.

Características	Esferoidal	Maleable	Gris	Acero Moldeado 0,3 %C	Blanca
Colabilidad	Mejor	Mejor	Peor	Peor	Peor
Mecanizado	Mejor	Mejor	Peor	Peor	Peor
Seguridad	Mejor	Mejor	Peor	Peor	Peor
Amortiguación de vibraciones	Mejor	Mejor	Peor	Peor	Peor
Endurecimiento superficial	Mejor	Mejor	Peor	Peor	Peor
Módulo de elasticidad	Mejor	Mejor	Peor	Peor	Peor
Resistencia al impacto	Mejor	Mejor	Peor	Peor	Peor
Resistencia a la corrosión	Mejor	Mejor	Peor	Peor	Peor
Resistencia / peso	Mejor	Mejor	Peor	Peor	Peor
Resistencia a la abrasión	Mejor	Mejor	Peor	Peor	Peor
Costo de fabricación	Mejor	Mejor	Peor	Peor	Peor

Mejor

Peor

2.1. Hierros blancos.

El Hierro Blanco, contiene entre 1.8% y 3.6% de carbón, todo el carbono se encuentra combinado bajo la forma de cementita. Todas ellas son aleaciones hipoeutécticas y las transformaciones que tienen lugar durante su enfriamiento son análogas a las de los aceros hipereutectoides. Este tipo de aleación puede ser utilizado para fabricar partes donde se necesite una alta resistencia al desgaste, pero las aplicaciones son limitadas ya que es una aleación frágil, debido a que mucho del contenido de carbón está presente como carburos de hierro (Fe₃C), el cual es un compuesto duro, lo cual dificulta el mecanizado de este material. El nombre de Hierro Blanco, se debe a que la superficie de fractura presenta un color brillante y más claro en comparación con otras aleaciones de hierro [10].



La fabricación de este tipo de hierros es la más sencilla, ya que no es necesario llevar al metal base a un proceso más allá de la fusión ya que alcanzó la composición deseada, sin embargo aún hay que controlar algunas variables como lo son la velocidad de enfriamiento y el espesor del molde.

2.2. Hierros maleables.

Los hierros maleables son un tipo especial de hierros producidos por tratamiento térmico de la fundición blanca, la tendencia que presenta la cementita a dejar en libertad carbono, constituye la base de la fabricación de la fundición maleable. La reacción de descomposición se ve favorecida por las altas temperaturas, por la presencia de impurezas sólidas no metálicas, por contenidos de carbono más elevados y por la existencia de elementos que ayudan a la descomposición del Fe_3C . la cual nos da como resultado una morfología de grafito explotado.

2.3. Hierro gris.

El nombre de esta aleación, al igual que en el Hierro Blanco, se debe al color de la superficie de fractura, el cual es de color gris debido a las hojuelas de grafito. La mayoría de las fundiciones grises son aleaciones cercanas al eutéctico contienen entre 2.5% y 4% de carbono. El proceso de grafitización se realiza con mayor facilidad si el contenido de carbono es elevado y si la cantidad de elementos grafitizantes presentes, especialmente el silicio, es la adecuada. Para que grafiticen la cementita eutéctica y la proeutectoide, aunque no la eutectoide, y obtener una estructura final perlítica hay que controlar cuidadosamente el contenido de silicio y la velocidad de enfriamiento.

Si la composición y la velocidad de enfriamiento son tales que la cementita eutectoide también se grafitiza presentará entonces una estructura totalmente ferrítica. Por el contrario, si se impide la grafitización de la cementita eutectoide, la matriz será totalmente perlítica. La fundición gris constituida por mezcla de grafito y ferrita es la más blanda y la que menor resistencia mecánica presenta; la resistencia a la tracción y la dureza aumentan con la cantidad de carbono en forma de perlita que existe, alcanzando su valor máximo en la fundición gris 100% perlítica.

Para llevar a cabo la fabricación del hierro gris es necesario que al metal base se le aplicó un tratamiento de inoculación, el cual tiene por objetivo generar centros de nucleación donde el grafito comenzará a precipitar y generará hojuelas de grafito tipo A dentro de la microestructura del metal.



2.4. Hierro nodular.

El hierro nodular presenta grafito precipitado en forma de esferoides o nódulos, de ahí su nombre, esto se logra al aplicar al metal líquido los tratamientos de inoculación y nodulización. El tratamiento de inoculación es el mismo que el de hierro gris, pero en este caso además de la generación de esos centros de nucleación, también el grafito se precipita para formar esferoides, para esto se utiliza el tratamiento de nodulización, el cual se puede realizar por diferentes métodos, estos se dividen en 5 grupos^[11]:

Grupo 1: Está conformado por los procesos que utilizan como medio de tratamiento de nodulización la olla, los cuales se dividen a su vez en:

- A. Métodos de olla abierta.
 - 1. Sándwich.
 - 2. Olla abierta.
 - 3. Tapon poroso.
- B. Métodos de olla con cubierta removible
 - 1. Olla con tundish.
 - 2. Campana de inmersión.
- C. Métodos de olla con cubierta fija.
 - 1. Método UPO.
 - 2. Método tetera.

Grupo 2: pertenecen a los llamados continuos o semicontinuos, la nodularización se lleva a cabo en el chorro de vaciado del horno y se divide en:

- A. Nodulizante en estado sólido.
- B. Nodulizante a granel (t-nock)

Grupo 3: comprende a los procesos que se realizan dentro del molde, se divide en:

- A. Nodulizante granular.
- B. Nodulizante sólido.
- C. Nodulizante sinterizado.

Grupo 4: se encuentran los procesos que emplean convertidores, de los cuales se tienen:

- A. Convertidor Fisher.
- B. Convertidor Foseco.



Grupo 5: comprende a los procesos en los cuales el sistema es presurizado, estos procesos utilizan magnesio metálico y se divide en:

- A. Cámara presurizada.
- B. Inyección con lanza.

Se da una explicación muy general de los métodos debido a la gran extensión que sería detallar cada uno, sin embargo se detallan los más utilizados. El método de olla abierta es el más común en la industria metalurgista debido a ser de los más antiguos, pero también es el más ineficiente, en este método la ferroaleación se coloca en un compartimiento que se encuentra en el fondo de la olla, como se muestra en la figura 2.1, el metal comienza a reaccionar al entrar en contacto con la ferroaleación provocando una gran proyección de metal debido a la violenta reacción del magnesio al pasar a su forma gaseosa, lo que conlleva a un rendimiento del Mg que oscila entre un 20% y 25%, debido a que el Mg del ferrosiliciomagnesio se “pierde” por Volatilización, reacciones con el oxígeno y azufre.

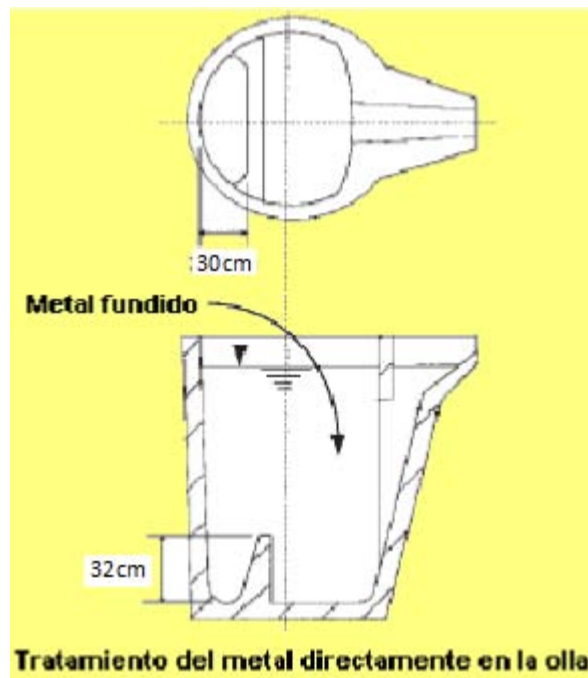


Figura 2.1 tratamiento en la olla

El método del Sándwich es muy similar al de olla abierta, sin embargo en el método del sándwich la zona en donde se coloca la ferroaleación es recubierta por una capa de material sólido (figura: 2.2), que retarda la reacción lo cual evita la proyección del metal, ya que al entrar en contacto con el Mg de la ferroaleación este ya cubrió una



parte de la olla evitando el contacto directo entre el Mg y la atmósfera, esto aumenta el rendimiento del magnesio entre un 40% y 50%.

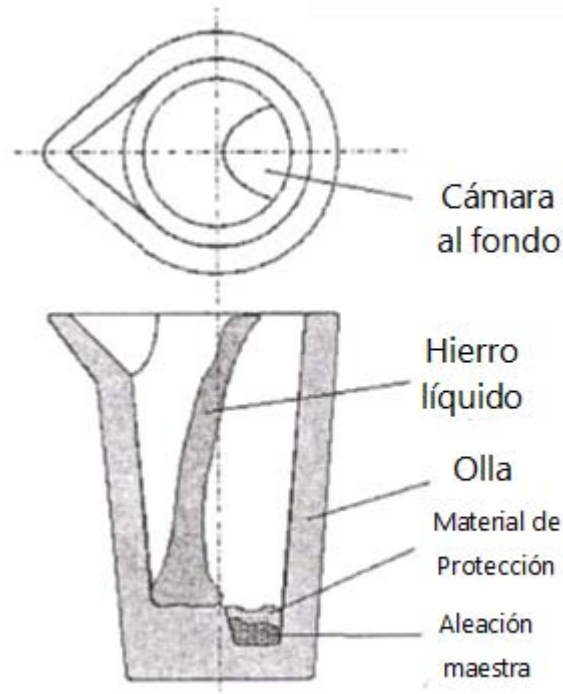


Figura 2.2 diagrama del método sándwich

Para lograr formar grafito esferoidal se debe de tener entre un 0.03% y 0.04% de Magnesio residual en el hierro, por lo tanto la cantidad de magnesio total a añadir para la nodulización se calcula tomando en cuenta el Magnesio oxidado, el que se combina con el azufre y el volatilizado, es decir:

- $Mg_{Tot} = Mg_O + Mg_S + Mg_v + Mg_r$

Dónde:

Mg_{Tot} : Magnesio a adicionar.

Mg_O : Magnesio que se oxida.

Mg_S : Magnesio sulfurado.

Mg_v : Magnesio que se evapora.

Mg_r : Magnesio residual (para el tratamiento).



El hierro nodular debe cumplir ciertas características microestructurales como: tener un tamaño de esferoide homogéneo y un porcentaje de nodularidad mayor al 80%. La densidad de los hierros nodulares disminuye al aumentar el contenido de Carbono y la cantidad de Carbono precipitado, la densidad varía de 6.8 g/cm^3 a 7.1 g/cm^3 . Actualmente se busca generar una alta densidad de nódulos, mayor a 400 nódulos/mm^2 con el fin de mejorar las propiedades mecánicas. Una de las problemáticas que se presentan al utilizar inoculantes convencionales como FeSi en piezas de sección gruesa es que su efecto como inoculante se pierde rápidamente al disolverse los centros de nucleación, obteniendo baja densidad de nódulos (100 a 150 nódulos/mm^2); por ello, es indispensable utilizar otro tipo de inoculantes como el FeSiBa, con el cual, los centros de nucleación generados son más estables durante la solidificación. En el proceso de fabricación del hierro dúctil se debe tener control sobre la composición química, método de fabricación de hierro nodular (eficiencia del magnesio), inoculación en la olla y post inoculación.

Las propiedades mecánicas de los hierros nodulares al igual que la mayoría de los materiales cambian respecto a factores externos, por ejemplo la resistencia a la tracción de los hierros dúctiles perlíticos y ferríticos disminuye con el aumento de temperatura pero muy lentamente, por lo que sólo se nota alrededor de los $350\text{-}400^\circ\text{C}$, igualmente la dureza se mantiene hasta ese rango, estos datos son útiles para sistemas de frenado que llegan a tener una temperatura de hasta 300°C en autos deportivos.

El hierro nodular o hierro dúctil, se caracteriza por presentar grafito en forma de esferoides, a diferencia del hierro gris que presenta el grafito en forma de láminas. Para producir un hierro nodular necesitamos generar centros de nucleación (carbono precipitado) en el metal, para que esto se lleve a cabo debemos utilizar el proceso de inoculación, posteriormente este carbono precipitado se lleva de una morfología de hojuelas a una de esferoides, a este último proceso se le denomina nodulización.

La *inoculación* es la adición de ciertas Ferroaleaciones de silicio que contienen pequeñas cantidades de Aluminio, Calcio, Bario y otros elementos para producir centros de nucleación y favorecer la precipitación de carbono.

Los Hierros Nodulares se clasifican dependiendo de la microestructura de la matriz que presentan, existen los siguientes tipos:



Obtenidos directo de fundición:

- Hierro Nodular Ferrítico
- Hierro Nodular Perlítico
- Hierro Nodular Perlítico-Ferrítico

Obtenidos por tratamientos térmicos:

- Hierro Nodular Martensítico
- Hierro Nodular Austenítico
- Hierro Nodular Austemperizado (ADI)
- Hierro Nodular Austemperizado con carburos (CADI)

Hierro nodular ferrítico.

Es una aleación en donde los esferoides de grafito se encuentran incrustadas en una matriz de ferrita; se le llama ferrita a una estructura básicamente compuesta por Hierro puro ^[12]. Las propiedades más importantes de esta aleación son:

- Alta resistencia al impacto
- Moderada conductividad térmica
- En algunas ocasiones, buena resistencia a la corrosión
- Buena maquinabilidad
- Alta ductilidad

Hierro nodular perlítico.

En esta aleación los esferoides de grafito se encuentran dentro de una matriz perlítica; la perlita es un agregado fino de ferrita y cementita (carburo de hierro Fe_3C) ^[12]. Sus propiedades son:

- Alta resistencia a la tracción
- Buena resistencia al desgaste
- Moderada resistencia al impacto
- Poca conductividad térmica
- Buena maquinabilidad

Hierro Nodular Perlítico-Ferrítico.

En esta aleación, los esferoides de grafito están mezcladas en una matriz de ferrita y perlita. Esta es la más común de las aleaciones de Hierro Nodular y sus propiedades se encuentran entre las propiedades de una estructura de Hierro Nodular Ferrítico y Hierro Nodular Perlítico, tienen además el menor costo de fabricación de las aleaciones de Hierro Nodular^[12].



Hierro Nodular Martensítico.

Como producto de fundición, el Hierro Nodular Martensítico es una aleación dura y frágil, por lo tanto, raramente utilizada. Sin embargo, después de un tratamiento térmico de templado (Martensita Templada), la aleación tiene una alta resistencia tanto mecánica como a la corrosión, además de una alta dureza la cual puede tener un rango de 250 HB a 300 HB (Dureza Brinell) [12].

Hierro Nodular Austenítico.

Estos tipos de aleaciones son ampliamente utilizadas por su buena resistencia mecánica, así como por su resistencia tanto a la corrosión como a la oxidación, poseen además, propiedades magnéticas y una alta estabilidad de la resistencia mecánica y dimensionales a elevadas temperaturas [12].

En la Tabla 2.3. se presentan los grados de acuerdo a la American Standard of Testing Materials ASTM y las propiedades mecánicas de los diversos tipos de Hierros Nodulares.

Tabla 2.3 grado ASTM para aleaciones nodulares.

	Ferrítico	Ferrítico-Perlítico	Perlítico	Martensítico (Con Austenita Retenida)	Martensita Templada	Austemperizado	Austenítico
Grado ASTM	60-40-18	80-55-06	100-70-03	Templado	-	1600 - 1300	-
Dureza (HB)	143-187	-	-	-	-	444 - 555	-
Esfuerzo de cedencia (MPa)	276	379	483	-	-	1300	-
Deformación (%)	18	6	3	-	-	-	-
Resistencia a la Tensión (MPa)	414	552	690	600	793	1600	310



Hierro nodular Austemperizado.

Tomando en cuenta que es mucho más barato fabricar un hierro nodular que un acero, en 1950 se aplicó el tratamiento de austemperizado a los hierros nodulares a nivel laboratorio y hasta 1970 se aplicó el proceso para comercializarlos, con esto se creó el hierro dúctil Austemperizado (ADI por sus siglas en inglés).

Esta aleación presenta una buena resistencia mecánica, dureza, resistencia al desgaste, buena maquinabilidad, alta tenacidad, baja densidad (comparada con el acero), etc.

La fabricación de este hierro comienza con el hierro nodular base, al cual se le aplicará un tratamiento térmico de austenización y posteriormente de austemperizado, los cuales tienen como objetivo generar una matriz con una estructura de ferrita acicular en una matriz de austenita estabilizada con alto carbono llamada ausferrita.

El tratamiento de austenización consiste en calentar el metal dentro de un rango de temperaturas entre 815°C y 920°C, con la finalidad de formar Austenita homogénea. La temperatura elegida para este tratamiento depende de la siguiente etapa del proceso, así como del tipo de estructura final buscada. Una vez que se ha seleccionado la temperatura de austenización, la temperatura es controlada con una diferencia de +/- 10°C.

Una vez la aleación se ha transformado en Austenita homogénea, se transfiere rápidamente al horno de austemperizado, en donde se utilizan diferentes tipos de baños de sales para mantener la temperatura en un rango de 230 a 500°C, en este paso se busca la transformación de la Austenita en Ausferrita. De acuerdo con las propiedades requeridas de la aleación, es como se selecciona la temperatura de austemperizado, aquí el control de temperatura y el tiempo del tratamiento térmico es de suma importancia (Figura 2.3).

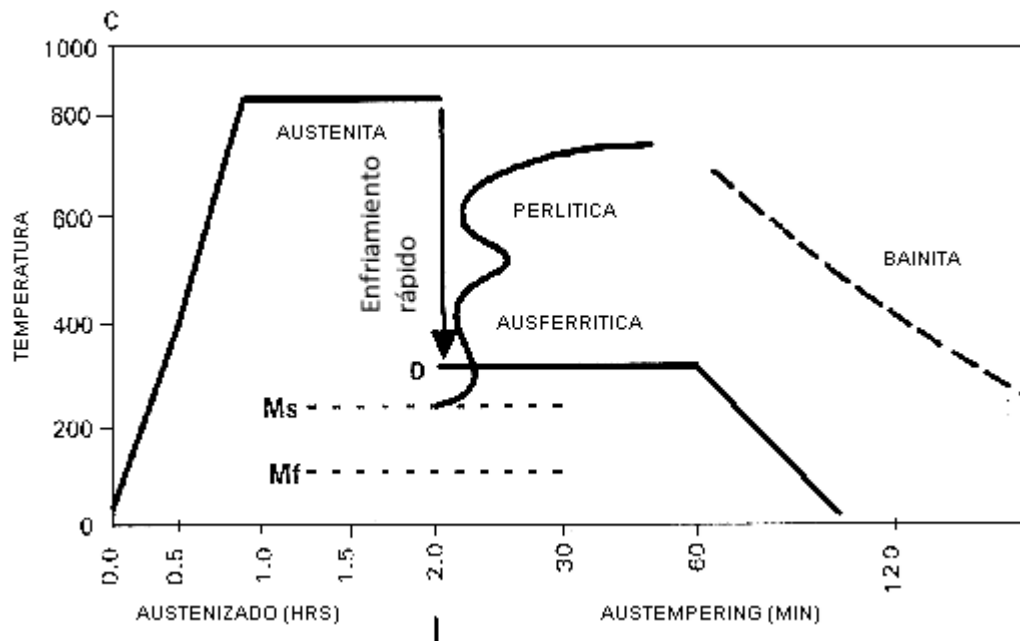


Figura 2.3 Proceso de austenizado y austemperizado.

La transformación isotérmica, en el intervalo de temperatura del austemperizado consta de dos etapas:

Etapas 1 (transformación parcial de austenita):

- $\gamma \rightarrow (\alpha) + (\gamma)$ (Ausferrita)

Etapas 2 (descomposición de la austenita metaestable):

- $(\gamma) \rightarrow \alpha + \text{carburos}$ (Bainita)

Donde:

γ : austenita homogénea.^[13]

(α) : ferrita sobresaturada con carbono.

(γ) : austenita estable con alto contenido de carbono.

α : ferrita.

$\alpha + \text{carburos}$: Bainita superior o inferior.

Sin embargo para la producción de hierros CADI solamente se llegará a la etapa 1, y se enfría la pieza antes de llegar a la zona bainítica.

Los Hierros Nodulares Austemperizados son utilizados en piezas en las que se desea que la dureza del material aumente conforme se van experimentando tensiones de



carga locales, por ejemplo en flechas. Además, los esfuerzos superficiales pueden ser controlados deliberadamente en una pieza, por ejemplo se pueden inducir esfuerzos térmicos superficiales en una pieza, con los que se logra obtener una excelente resistencia al desgaste y a los esfuerzos por fatiga, esto se aplica por ejemplo en la fabricación de dientes de engranes, bolas de molino o las superficies de rodamiento de los cigüeñales [13].

En la Tabla 2.4, se presentan las principales propiedades mecánicas de los hierros nodulares austemperizados, de acuerdo a la norma ASTM.

Tabla 2.4 Propiedades mecánicas de los hierros nodulares austemperizados

Grado	Resistencia a la Tensión (MPa)	Esfuerzo de Cedencia (MPa)	Deformación (%)	Resistencia al Impacto (J) ^a	Dureza (HB) ^c
850-550-10	850	550	10	100	269-321
1050-700-7	1050	700	7	80	302-363
1200-850-4	1200	850	4	60	341-444
1400-1100-1	1400	1100	1	35	388-477
1600-1300	1600	1300	b	b	444-555

(a) Sin entalla

(b) Sin especificación

(c) La dureza no es requisito y sólo se indica con fines informativos.

Hierro nodular Austemperizado con carburos.

En la década 1990 se encontró que un hierro dúctil con carburos (CDI por sus siglas en inglés Carbide Ductile Iron) al aplicarle el tratamiento de austemperizado se producirá un hierro CADI cuyas propiedades mecánicas son mejores que las del hierro ADI, ya que este material exhibe una buena tenacidad gracias a la matriz ausferrítica, así como una excelente resistencia al desgaste debido a la presencia de carburos. Sin embargo, la presencia de carburos también provoca una disminución de la resistencia al impacto. Por lo tanto, es de suma importancia tener un porcentaje adecuado de carburos para tener una buena resistencia a la abrasión y al impacto.

El proceso de fabricación de los hierros CADI es más complicado que los ADI ya que aunque ambos parten de un hierro nodular, los hierros nodulares y ADI tienen como límite un 1% de carburos, debido a que estos provocan fragilidad y son difíciles de maquinar. Las fundiciones de hierro CADI producen un hierro nodular con carburos dispersos en una matriz ausferrítica, la cual le proporcionará tenacidad a la aleación.



Por tanto los hierros CADI necesitan que existan carburos en su matriz, entre un 40% y 60%, antes del tratamiento y de 15% a 25% después de este, ya que son estos los que le brindan la resistencia a la abrasión, es por esto que se debe de encontrar la composición química adecuada, y los tratamientos necesarios que nos permitan tener esta microestructura ^[14].

Los métodos para producir un hierro nodular con carburos (CDI) son: utilizar elementos estabilizadores de carburos como Cromo, Molibdeno, Vanadio o Titanio entre otros, o ajustar la cantidad de elementos Grafitizantes (Carbono y Silicio), también se puede aumentar el grado de subenfriamiento para promover la formación de carburos ledeburíticos no aleados.

Una vez formados estos carburos en el Hierro CDI se lidia con la problemática de la solubilización de estos mientras se le aplica el tratamiento de austenización, donde los carburos inestables se solubilizarán para formar parte de la matriz. El grado de solubilización de los carburos depende de sus características morfológicas y químicas y de los parámetros del tratamiento térmico. Los carburos ledeburíticos producidos, tanto por el control del Carbono equivalente como por una elevada velocidad de enfriamiento son poco estables en relación a los carburos aleados. Asimismo, cuanto menor sea la velocidad de enfriamiento el efecto de la microsegregación será mayor y dará lugar al enriquecimiento en elementos formadores de carburos en las últimas regiones en solidificar ^[15].

En la etapa de austemperizado se busca producir una microestructura de ferrita acicular y austenita estable de alto contenido de Carbono, llamada ausferrita. Hay 3 etapas en el ciclo de tratamiento térmico de austemperizado, Austenización, enfriamiento rápido a la temperatura isotérmica y tratamiento de austemperizado, dichas etapas son las mismas que para un hierro ADI.

Los hierros CADI se emplean principalmente en la industria automotriz, reemplazando piezas de otros materiales como engranes axiales (transmisión), engranes de tiempo de motor Diésel, los cigüeñales que solían ser de acero forjado, engranes de caja de transmisión, etc. Además de introducirse en otras industrias, como lo son la agricultura fabricando recolectores, dientes y maquinaria para arado, placas de desgaste, componentes para máquinas cosechadoras.

En la industria ferrocarrilera se utiliza como contacto en la suspensión, en la minería se utiliza para fabricar componentes de excavadoras, dientes escarificadores, cortadores, molinos de martillos, cubiertas, rampas, platos, tubos de transporte, codos, trituradoras



de rodillos, etc. Mientras que en la industria de la construcción son componentes de bombas, placas de desgaste de viviendas, patines y rodillos.

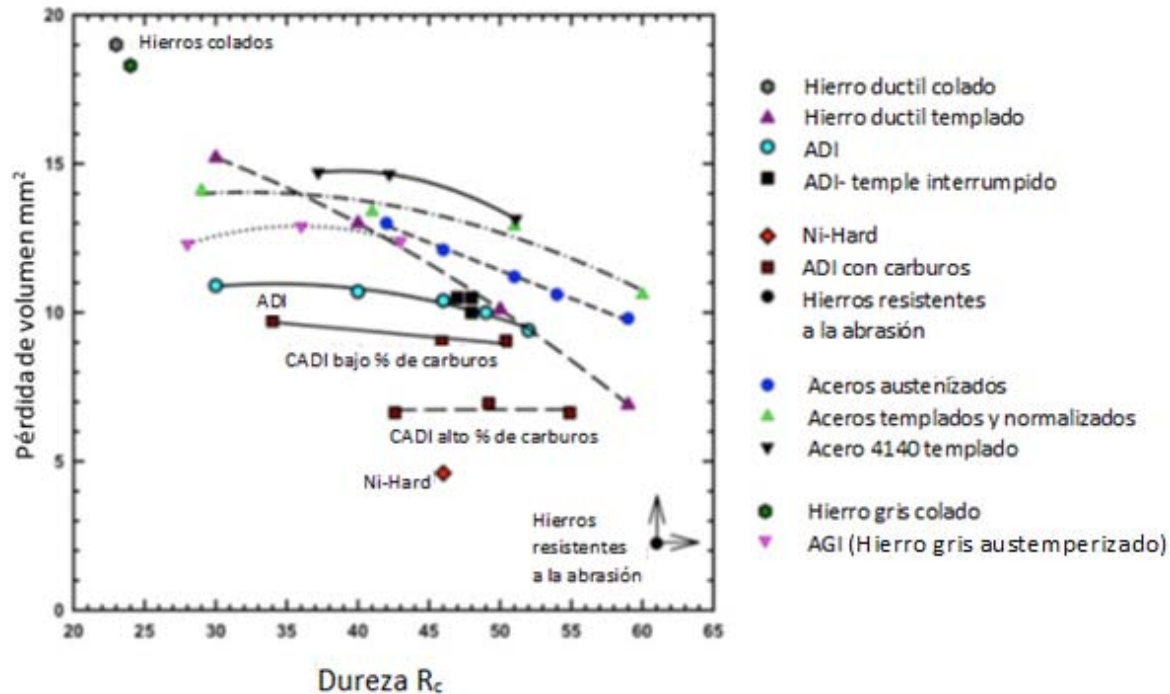


Figura 2.4 Resistencia al desgaste para diferentes aleaciones incluyendo el hierro CADI.

En la figura 2.4 se muestra la resistencia al desgaste que tienen los hierros CADI en comparación con otros materiales, demostrando su gran resistencia y que su dureza se aumenta o se mantiene al perder volumen, esto se debe a que este es fabricado correctamente.

De acuerdo a lo ya mencionado se puede resumir sobre los hierros CADI lo siguiente:

- Su microestructura le brinda propiedades mecánicas muy favorables.
- Tienen limitada maquinabilidad.
- Se necesita un control estricto del tratamiento de austemperizado para no disolver los carburos.
- Su costo depende de los elementos aleantes utilizados.
- El costo de fabricación de los hierros CADI es más económico que el de los hierros altamente aleados y de los aceros.
- Es más resistente al desgaste que muchos otros materiales siendo superado sólo por los hierros Ni-Hard.



3. Elementos aleantes generadores de grafito.

A pesar de poder utilizar los hierros colados con su composición base (as cast), se pueden alea con otros elementos para mejorar propiedades físicas, químicas o mecánicas, obteniendo las denominadas fundiciones aleadas.

Las fundiciones aleadas contienen normalmente Ni, Cr, Mo, V, Cu, W, Co y Al en un porcentaje adecuado para mejorar la resistencia al desgaste, a la corrosión, al calor etc.

Los elementos aleantes modifican la microestructura de las fundiciones y con ello sus propiedades, sin embargo existen importantes limitaciones ya que los aleantes a pesar de mejorar las propiedades deseadas, al cambiar la microestructura también pueden llegar a disminuir otras propiedades, por ejemplo el Cromo en porcentajes de 0.1% a 0.2% afina la perlita y el grafito de fundiciones grises, con 1% se provoca la aparición de carburos aumentando la dureza del metal, con 2% de Cromo el grafito desaparece y la fundición gris pasa a ser blanca, por tanto hay una mayor dureza, y con 30% de Cromo, la matriz se vuelve ferrítica y se forman carburos de cromo en la microestructura.

Por dicha razón se tienen que analizar los elementos tanto de aleación como aleantes para controlar los aportes que le darán a nuestro metal, ya que algunos elementos son Grafitizantes (promueven la generación de Carbono grafito) y otros promueven la formación de carburos, por lo que primero se dará una explicación del efecto que tienen los elementos de aleación en los hierros nodulares.

- Carbono: Es el elemento de aleación más importante en los hierros de cualquier tipo, es obvio que este es el elemento más grafitizante.
- Silicio: Es también un agente grafitizante, por eso es que se le utiliza en forma de ferroaleaciones para promover la formación de grafito precipitado, por tanto se le considera un alfégeno (promueve la estructura Ferrítica), su principal aporte en términos termodinámicos es que aumenta el delta que existe entre la temperatura eutéctica estable y la metaestable, gracias a la adición de este y el Fósforo se utiliza un término llamado Carbono equivalente:

$$C_{eq} = \%C + \frac{1}{3} (\%Si + \%P) \quad (1)$$

Donde:

C_{eq} = Carbono Equivalente

$\%C$ =Porcentaje de Carbono en la aleación

$\%Si$ =Porcentaje de Silicio en la aleación

$\%P$ =Porcentaje de Fósforo en la aleación



El Carbono equivalente nos indica el patrón de solidificación que sigue el hierro respecto a la composición eutéctica.

Estos dos elementos son los más importantes en las aleaciones nodulares por las propiedades que aportan, el Azufre y el Fósforo forman microconstituyentes que fragilizan al material, por lo que se trata de tener un bajo porcentaje de estos dos a pesar de que el Azufre es promotor de carburos y el Fósforo de grafito.

En la tabla 2.5 se explican las principales aportaciones de algunos elementos aleantes sobre las características de la matriz y su coeficiente grafitizador (un coeficiente negativo significa formador de carburos).

Tabla 2.5 influencia de diversos elementos aleantes sobre la formación de grafito y sobre las características de la matriz [3].

Elemento	Coeficiente de grafitización	Efecto sobre los carburos a alta Temperatura	Efecto en la estructura del grafito	Cantidad de carbono presente en la Perlita	Efecto que produce en la matriz
Carbono	Favorece +3.0	Disminuye su estabilidad	Engruesa	Disminuye	Favorece a la Ferrita
Silicio	Favorece +1.0	Disminuye su estabilidad	Engruesa	Disminuye	Favorece a la Ferrita
Aluminio	Favorece +0.50	Disminuye su estabilidad	Engruesa	Disminuye	Favorece a la Ferrita
Titanio	Favorece +0.40	Disminuye su estabilidad	Afina	Disminuye	Favorece a la Ferrita
Níquel	Favorece +0.35	Disminuye su estabilidad	Afina	Disminuye	Afina la Perlita
Cobre	Favorece +0.20	Indiferente	Indiferente	Disminuye	Da dureza
Manganeso	Se opone -0.25	Estabiliza	Afina	Aumenta	Afina la Perlita
Molibdeno	Se opone -0.30	Indiferente	Afina	Aumenta	Afina la Perlita
Cromo	Se opone -1.0	Estabiliza	Afina	Aumenta	Afina la Perlita
Vanadio	Se opone -2.5	Estabiliza	Afina	Aumenta	Afina la Perlita

De acuerdo con la tabla 2.5 se puede notar que elementos promueven la formación de grafito y cuáles de carburos, sin embargo existen factores que pueden generar carburos sin la presencia de elementos aleantes, como lo es la velocidad de enfriamiento, si esta es muy rápida, puede generar carburos ya que no le da el tiempo al Carbono de precipitar, esto se presenta normalmente en las paredes de las piezas, en piezas delgadas o con aletas de enfriamiento. Por el contrario si la pieza es muy gruesa será difícil tener carburos en el centro de la pieza, ya que es la última zona en solidificar.



4. Formación de carburos.

Existen diversos métodos para generar carburos, el más común y eficaz es el de alear el hierro base con elementos estabilizadores de carburos como lo son: Manganeso, Cromo, Molibdeno, Vanadio, Titanio, entre otros.

Otro método es el de ajustar la cantidad de elementos Grafitizantes, sin embargo con esto corremos el riesgo de no alcanzar la composición deseada y cambiar las propiedades mecánicas del material. También se puede aumentar el grado de subenfriamiento de la aleación, con esto se promueve la formación de carburos ledeburíticos. Estos procedimientos implican emplear composiciones hipoeutécticas, que complican el proceso de llenado de moldes. Además, este tipo de carburos tienden a disolverse fácilmente en la etapa del tratamiento térmico de austenización ^[14].

Los diferentes métodos que existen para introducir carburos en los hierros CADI ^[16]:

- A. Carburos formados en la pieza colada
 - 1. Interior asociado a la composición química y segregación de aleantes combinada con un enfriamiento rápido
 - 2. Temple Superficial direccional (profundidad limitada)
- B. Carburos introducidos mecánicamente
 - 1. Durante la colada de la pieza: carburos por compresión $MxCy$
 - 2. Durante la colada de la pieza: carburos de ingeniería (parte de pre-formas)

Carburos formados en la pieza de colada

Esto se asocia a la composición química y segregación de aleantes combinada con un enfriamiento rápido

El hierro dúctil tratado con magnesio y/o tierras raras que da como resultado un grafito en forma esferoidal pueden ser inducido para tener una microestructura con carburos por varios métodos, estos incluyen agregar elementos de aleación estabilizadores de carburos, controlar el enfriamiento durante la solidificación o ajustando el carbón equivalente para producir un hierro hipoeutéctico. Los carburos producidos a partir de esta técnica pueden ser "disueltos" de manera controlada con el tratamiento térmico de Austemperizado.



Carbuos introducidos mecánicamente

En la pieza colada: Carbuos por compresión MxCy.

Este proceso sólo es practicado bajo la licencia de Sadvik Corporation. Este proceso, comprime los carbuos MxCy que están estratégicamente colocados en la cavidad del molde en el lugar deseado. El metal luego llena en torno a los carbuos de hierro que resulta en una matriz continua con carbuos discretos mecánicamente atrapados en ella.

Es un método específico utilizado para ubicar los carbuos durante el llenado del molde. Este método permite al ingeniero la opción de colocar carbuos sólo cuando sea necesario que resulte en una matriz de hierro dúctil tradicional en el resto de la fundición. Estos carbuos particulares, son esencialmente afectados por el tratamiento térmico de Austemperizado.



1. Prefacio.

En este capítulo se explica la metodología que se llevó a cabo durante el proceso experimental que se realizó para esta tesis.

2. Panorama general.

Se fabricaron hierros nodulares en horno de inducción con cargas de chatarra de hierro, acero y ajuste con ferroaleaciones (FeSi, FeMn y FeV) y grafito para obtener la composición química deseada, así como el inoculante (FeSi) y nodulizante (FeSiMg) correspondientes. Se colaron piezas tipo bloque “Y” de dos espesores en molde de arena-silicato/CO₂. Dentro de los moldes se colocaron dos termopares conectados a un sistema de adquisición de datos, que se conectó a la vez con una computadora para registrar la disminución de temperatura en función del tiempo. Con los datos obtenidos se realizaron las curvas de enfriamiento, en las que se identificó la temperatura eutéctica y el subenfriamiento obtenido durante la solidificación. Posteriormente se calculó experimentalmente la diferencia entre las temperaturas eutécticas del hierro nodular sin alear y los hierros aleados con V, para que con base en el subenfriamiento determinar la relación que tienen con la fracción de carburos precipitados. Finalmente se evaluó por microscopía óptica y sistemas de análisis de imágenes las fracciones de carburos formadas.

2.1. Infraestructura.

Para el desarrollo experimental se utilizó la siguiente infraestructura:

Fabricación de moldes de arena: Molino chileno, caja de moldeo para piezas en bloque “Y”, modelos para piezas en bloque “Y”. Consumibles: Sílice, arena silica, gas CO₂.

Fundición: Molino chileno, equipo de moldeo (moldes de arena en verde en forma de “panqués”), horno de inducción, sistema de adquisición de datos y espectro de emisión. Consumibles: Arena para aleaciones ferrosas, chatarra de hierro y de acero bajo carbono en forma de tubo, placa y troquel, materias primas de ajuste y para tratamiento al metal líquido (FeSi, recarburante, cobre y FeV, FeMn y FeSiMg), termopares tipo K cubiertos con bifilares cerámicos.

Preparación metalográfica: Esmeril, cortadoras de disco, desbastadoras gruesa y fina, pulidoras. Consumibles: Discos de corte, paños, alúmina, reactivos de ataque (nital, ácido nítrico, ácido fluorhídrico, etc.).

Microscopía óptica: Microscopio metalográfico con cámara digital y sistema de adquisición de imágenes.

Análisis de datos: Golden software grapher 10, Table curve 2D, infinity camera



3. Fabricación de moldes de Silicato-CO₂.

La diferencia entre los procesos que usan el silicato de sodio se encuentra en la calidad del aglutinante, el tipo de catalizador o los aditivos que se le agregan a la mezcla y también de la naturaleza de la reacción química.

Para que el Silicato endurezca rápidamente se le aplicará dióxido de Carbono. El desarrollo del proceso con CO₂ para el moldeo y fabricación de corazones no solamente ha resuelto la problemática que provocaba la necesidad de una tener una mayor habilidad y cuidado durante el moldeo y la cocción de los moldes o corazones, sino que también, presentan buenas propiedades de dureza y porosidad adecuada, lo que permite una apropiada liberación de gases.

El principio del proceso con está basado en la gasificación con dióxido de Carbono a una mezcla de arena que contiene silicato de sodio como aglutinante, debido a una reacción con el silicato de sodio que genera el endurecimiento inmediato de la mezcla; la unión obtenida es suficiente para eliminar la necesidad de secado o cocido.

Las principales ventajas del proceso son que otorgan un gran acabado superficial, debido a la granulometría de la arena sílica, y a la acción del aglutinante, el tiempo de manufactura de cada uno de los moldes es menor que el moldeo en verde, se pueden retirar las cajas de moldeo más rápidamente que en moldeo en verde, lo que disminuye la necesidad de tener una gran cantidad de estas.

4. Fabricación del Hierro nodular con carburos (CDI).

El objetivo de este experimento fue determinar el potencial generador de carburos que posee el vanadio para elaborar un hierro CDI al que posteriormente se le aplique el tratamiento de austemperizado y así producir un hierro CADI de alta calidad metalúrgica.

Así que para fabricar un hierro CDI se tomaron en cuenta 2 premisas muy importantes que son:

- Tener presente grafito esferoidal para ser hierro nodular
- Promover la presencia de carburos.



Estas 2 premisas podrían contradecirse, ya que se sabe que una buena inoculación disminuye la probabilidad de generar carburos (debido al abatimiento del subenfriamiento), y que es necesaria una inoculación para tener una buena cantidad de nódulos en la matriz, así como un buen porcentaje de nodularidad.

De aquí la razón por la que fabricar un hierro CDI solamente con la adición de elementos de aleación de tal forma que se propicie la generación de estos carburos y que además los carburos sean estables. El efecto comparativo de algunos elementos aleantes y su potencial grafitizante o su potencial formador de carburos se presenta en la figura 3.1:

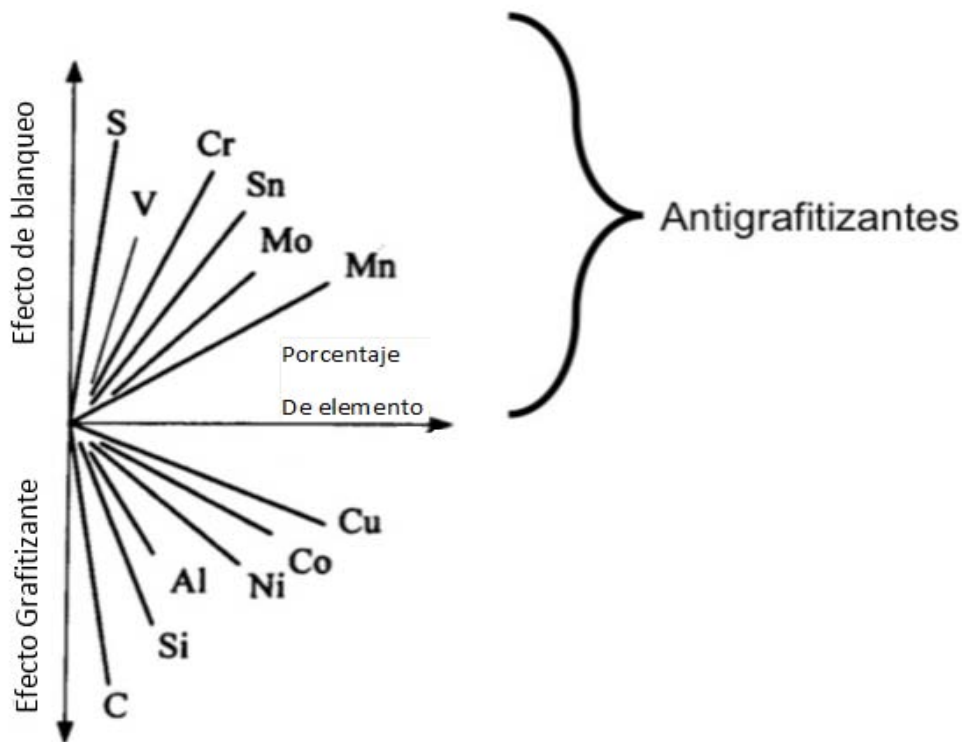


Figura 3.1 Efecto grafitizante y formador de carburos de diferentes elementos aleantes.

Tomando en cuenta la figura 3.1 se nota que los elementos que promoverán carburos son el azufre, vanadio y cromo, en ese orden, sin embargo el azufre tiende a fragilizar al hierro y a formar compuestos intermetálicos disminuyendo su resistencia al desgaste, además neutraliza el efecto nodulizante del Mg. En base a esto se utilizó el Vanadio como promotor de la formación de carburos.



Para entender mejor por qué el vanadio es un elemento aleante efectivo en la formación de carburos se investigó sobre las características microestructurales y propiedades del hierro nodular. El vanadio incrementa el contenido de carbón en el compuesto eutéctico de hierro-carbono cerca de 0.1% por cada 1% de adición de vanadio, por este motivo se utiliza normalmente en cantidades de 0.15% a 0.35% en la producción de hierros blancos para aumentar su resistencia al desgaste. Un porcentaje de vanadio de 0.37% a 0.61% aumentará la temperatura eutéctica cerca de 9°C durante el calentamiento del metal, pero no afecta la temperatura durante el enfriamiento, de acuerdo a recientes investigaciones el vanadio parece ser menos propenso a producir carburos masivos que el cromo, sin embargo sus carburos son más estables. Por cada 0.1% de vanadio incrementa la resistencia a la tracción entre 3% y 8% y aumenta la dureza (debido a que afina la perlita) entre 8 y 10 unidades en la escala Brinell. El vanadio aumenta la estabilidad de la perlita. Su efecto en la estabilidad de la perlita a altas temperaturas disminuye considerablemente, provocando incluso que este sea menor al del cromo o molibdeno.

Los elementos aleantes le confieren más de una propiedad a la aleación, y el vanadio no es la excepción, aunque son las propiedades mecánicas y químicas las que se requieren modificar con mayor frecuencia, también tiene un efecto muy importante en las propiedades de colada y estructura que deben ser consideradas. En la Tabla 3.1 se realiza una comparación de diversos elementos aleantes y su efecto respecto al Silicio. Para que el elemento tenga un verdadero efecto en las propiedades de colada este debe de estar presente en una cantidad mayor a 0.2%.

Tabla 3.1 Efecto de los elementos aleantes sobre el efecto del silicio y su potencial grafitizante durante la colada.

Grafitizantes				
%C	%P	%Ni	%Cu	%Al
3	1	3	0.3	0.5
Estabilizadores de carburos				
%Mn	%Mo	%Cr	%V	
-0.25	-0.35	-1.2	-1 a -2	

De la tabla 3.1 se infiere que 1% de carbón es equivalente (en poder grafitizante) con 3% de silicio, 1% de cobre es equivalente a 0.3% de silicio, así como 1% de molibdeno cancela el efecto grafitizante de 0.35% de silicio y 1% de vanadio cancela el efecto grafitizante de 1 a 2% de silicio.

Lo anterior es importante en el efecto combinado que tienen los elementos aleantes en el hierro.



5. Descripción de los procesos y variables a controlar durante el experimento.

Fabricación de moldes de arena: Después de haber agregado la sílice de manera constante a la arena esta se dejó mezclarse durante 3 minutos en el molino chileno, al cabo de este tiempo se retiró la arena y se procedió a la fabricación de los moldes de silicato CO₂ en bloque “Y”, para esto se colocó el silicato en los moldes para darles la forma deseada, incluyendo la forma de pieza, el sistema de colada y los orificios por donde introduciremos los termopares.

A pesar de que el molde ya cuenta con la forma deseada este es aún muy suave, por lo que se puede deformar o incluso romper muy fácilmente, por lo que para acelerar el proceso de endurecimiento y mejorar sus propiedades se le insufla CO₂ al molde con un flujo de 5 litros por minuto, durante aproximadamente 40 minutos totales.

Fabricación del hierro y balances de carga: Se realizaron 3 fusiones con el propósito de fabricar las piezas de hierro nodular grado 120-90-02 aleado con vanadio en tres distintos niveles, cuya composición química se muestra en la tabla 3.2:

Tabla 3.2 composición típica del hierro nodular base (120-90-02)

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%V	%Ni	%Cu	%Mg
3.5-3.8	2.2-2.7	0.6 máx.	0.05 máx.	0.015 máx.	*	----	0.2-0.5	0.04

*Dependiendo el porcentaje de vanadio a estudiar (0.25%, 0.5% y 1%)

La carga total a fundir en el horno de inducción sin núcleo fue de 50 kilogramos y la capacidad de la olla de colada fue de 20.2 Kg, el nivel de inoculación para las tres fusiones fue de 0.25% silicio y esta a su vez se dividió en inoculación temprana y tardía con los siguientes niveles:

- ❖ Inoculación temprana: 0.15% silicio.
- ❖ Inoculación tardía o post inoculación: 0.1% silicio.

Se utilizó FeSiMg para realizar la nodulización con un nivel de 0.045% de magnesio residual, ya que utilizamos el método sándwich para realizar la nodulización se consideró una eficiencia del 45% en dicho método.

En las tablas 3.3, 3.4, 3.5, 3.6, 3.7 y 3.8 se muestran las composiciones de las chatarras y de las materias primas de ajuste utilizadas.



Capítulo III. Desarrollo Experimental



Tabla 3.3 Ferroaleación para la nodulización:

Elemento	Silicio	Magnesio	Aluminio	Calcio	TRE
Porcentaje	45.43	6.42	0.62	1.12	1.09

Los cálculos para la adición de FeSiMg se muestran a continuación:

$$\%Mg_{\text{residual}} = 0.045\%$$

$$\%Mg_{\text{adicionado}} = \frac{\%Mg_{\text{residual}}}{0.01(\%Mg_{\text{recuperado}})} + \%S = \frac{0.045}{40(0.01)} + 0.015 = 0.1275\%$$

$$\frac{20.2 \left(\frac{0.1275}{100} \right)}{0.0642} = 0.402KgFeSiMg$$

$$0.402KgFeSiMg \left(\frac{45.43}{100} \right) = 0.183KgSi \text{ Aportado por el nodulizante}$$

A partir de este punto se realizó el cálculo por elemento requerido utilizando la siguiente formula:

$$Q_{\text{elemento (Kg)}} = \frac{\text{Carga total (porcentaje requerido)}}{\text{eficiencia}}$$

Ejemplo de cálculo para la composición de un hierro nodular aleado con 0.25%V

En el caso de carbono se adicione un porcentaje requerido de 4.2% debido a la probabilidad de carbono flotado y a su rápida oxidación.

$$C = \frac{50Kg \left(\frac{4.2}{100} \right)}{\left(\frac{98}{100} \right)} = 2.142Kg$$

$$Mn = \frac{50Kg \left(\frac{0.4}{100} \right)}{\left(\frac{96}{100} \right)} = 0.208Kg$$

Para el silicio se restó la cantidad aportada por la inoculación y por el nodulizante.

$$Si = \frac{50Kg \left(\frac{2.6 - 0.25 - 0.904}{100} \right)}{\left(\frac{99}{100} \right)} = 0.730Kg$$



Capítulo III. Desarrollo Experimental



$$P = \frac{50Kg \left(\frac{0.03}{100}\right)}{\left(\frac{100}{100}\right)} = 0.015Kg$$

$$S = \frac{50Kg \left(\frac{0.01}{100}\right)}{\left(\frac{98}{100}\right)} = 0.005Kg$$

$$V = \frac{50Kg \left(\frac{0.025}{100}\right)}{\left(\frac{100}{100}\right)} = 0.125Kg$$

$$Cu = \frac{50Kg \left(\frac{0.3}{100}\right)}{\left(\frac{100}{100}\right)} = 0.15Kg$$

Debido a que el azufre es un elemento que afecta al hierro evitando la nodulización por lo que se tomará este como el elemento crítico.

Se tomó como base de cálculo 40% de chatarra de hierro colado y 60% de chatarra de acero, cuyas composiciones químicas se muestran en las tablas 3.3 y 3.4 respectivamente:

Tabla 3.4 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL HIERRO COLADO (chatarra 1):

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Cu	%Mo
3.6	1.9	0.43	0.011	0.019	0.07	0.16	<0.05

Tabla 3.5 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO BAJO CARBONO (chatarra 2):

%C	%Si	%Mn	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Cu
0.095	0.05	0.36	0.01	0.014	0.03	0.02	0.03

$$Chatarra1(40\%) = \left(\frac{40}{100}\right)(50) = 20Kg$$

$$Chatarra1(60\%) = \left(\frac{60}{100}\right)(50) = 30Kg$$

Aportación de azufre total = $Q_{ch1}(\%azufre\ chatarra1) + Q_{ch2}(\%azufre\ chatarra2)$

$$Aportación\ de\ azufre\ total = 20\left(\frac{0.019}{100}\right) + 30\left(\frac{0.01}{100}\right) = 0.0068Kg$$



Capítulo III. Desarrollo Experimental



$$\text{Aportación de azufre total \%} = \frac{\text{Aportación de azufre total}}{\text{masa total aleación}} (100)$$

$$\text{Aportación de azufre total \%} = \frac{0.0068Kg}{50Kg} (100) = 0.0136\%$$

0.0136 < 0.015 por lo tanto se encuentra dentro de la composición requerida

Cálculo por elemento aportado para la chatarra 1:

$$C = 20Kg \left(\frac{3.6}{100} \right) = 0.72Kg$$

$$Si = 20Kg \left(\frac{1.9}{100} \right) = 0.38Kg$$

$$Mn = 20Kg \left(\frac{0.43}{100} \right) = 0.086Kg$$

$$P = 20Kg \left(\frac{0.011}{100} \right) = 0.0022Kg$$

$$S = 20Kg \left(\frac{0.019}{100} \right) = 0.0038Kg$$

$$Cu = 20Kg \left(\frac{0.16}{100} \right) = 0.032Kg$$

Cálculo por elemento aportado para la chatarra 2:

$$C = 30Kg \left(\frac{0.095}{100} \right) = 0.0285Kg$$

$$Si = 30Kg \left(\frac{0.05}{100} \right) = 0.015Kg$$

$$Mn = 30Kg \left(\frac{0.36}{100} \right) = 0.108Kg$$

$$P = 30Kg \left(\frac{0.006}{100} \right) = 0.0018Kg$$

$$S = 30Kg \left(\frac{0.01}{100} \right) = 0.003Kg$$



Capítulo III. Desarrollo Experimental



$$Cu = 30Kg \left(\frac{0.03}{100} \right) = 0.009Kg$$

En la tabla 3.6 se denotan las cantidades de elementos aportados por cada chatarra

Tabla 3.6 Aporte total por elemento de las chatarras:

Elemento (Kg)	Chatarra 1 (Kg)	Chatarra 2 (Kg)	Aporte total (Kg)
C	0.029	0.720	0.749
Si	0.015	0.380	0.395
Mn	0.108	0.086	0.194
P	0.002	0.002	0.004
Si	0.003	0.004	0.007
Cu	0.009	0.032	0.041

En la tabla 3.7 se muestra la composición química del FeSi* (75%).

Tabla 3.7 composición química del FeSi* (75%).

Elemento	Si	C máx.	S máx.	P máx.	Mg	Al	Fe
% Peso	74 – 79	0.15	0.025	0.035	0.55	1.5	23 – 28

*Este FeSi también se empleó como inoculante.

Tabla 3.8 composición química del Recarburante.

%C	%S	%Cenizas
99.8	0.008	0.1

Cálculo de materias primas de ajuste

Composición de FeV: %V = 80.6.

$$Q_{Ajuste} = Q_{Requerido} - Q_{Aportado}$$

$$C_{Ajuste} = 2.142 - 0.7485 = 1.395Kg$$

$$Materia\ prima\ de\ ajuste = Q_{ajuste}(pureza)(eficiencia)$$

$$Recarburante = 1.395 \left(\frac{100}{99.8} \right) \left(\frac{100}{95} \right) = 1.471Kg$$

$$Si_{Ajuste} = 0.730 - 0.395 = 0.335Kg$$

$$FeSi75 = 0.335 \left(\frac{100}{75} \right) \left(\frac{100}{98} \right) = 0.456Kg$$



Capítulo III. Desarrollo Experimental



$$Mn_{Ajuste} = 0.208 - 0.194 = 0.014Kg$$

$$Recarburante = 1.395 \left(\frac{100}{99.8} \right) \left(\frac{100}{95} \right) = 1.471Kg$$

$$Cu_{Ajuste} = 0.15 - 0.041 = 0.109Kg$$

$$Cu_{Ajuste} = 0.109 \left(\frac{100}{97} \right) = 0.112Kg$$

$$P = 0.004$$

$$V = 50 \left(\frac{.25}{100} \right) = 0.125Kg$$

$$FeV = 0.125 \left(\frac{100}{80} \right) = 0.1551Kg$$

Inoculación temprana:

$$Si = 0.15\%$$

$$Si(Kg) = \%FeSi75 * (capacidad olla)$$

$$Si_{req}(Kg) = \frac{0.15}{100} * (20.2Kg) = 0.0303Kg$$

$$FeSi75_{req}(Kg) = Si_{req}(contenido de silicio)(eficiencia)$$

$$FeSi75_{req}(Kg) = 0.0303Kg \left(\frac{100}{75} \right) \left(\frac{100}{98} \right) = 0.04122Kg \text{ ó } 41.22g$$

Post-inoculación:

$$Si = 0.1\%$$

Molde grande (Mg)

$$V_{molde} = 1176.783cm^3$$

$$M_{molde} = V_{molde}(\rho_{hierro})$$

$$M_{molde} = 1176.783cm^3 \left(\frac{7.2g}{cm^3} \right) = 8472.83g$$

$$Si(Kg) = \%FeSi75 * (capacidad molde)$$

$$Si_{req}(Kg) = \frac{0.1}{100} * (8.47Kg) = 0.00847Kg$$



Capítulo III. Desarrollo Experimental



$$FeSi75_{req}(Kg) = Si_{req}(\text{contenido de silicio})(\text{eficiencia})$$

$$FeSi75_{req}(Kg) = 0.00847Kg \left(\frac{100}{75}\right) \left(\frac{100}{98}\right) = 0.01152Kg \text{ ó } 11.52g$$

Molde pequeño (Mp)

$$V_{molde} = 520.83cm^3$$

$$M_{molde} = V_{molde}(\rho_{hierro})$$

$$M_{molde} = 520.83cm^3 \left(\frac{7.2g}{cm^3}\right) = 3750g$$

$$Si(Kg) = \%FeSi75 * (\text{capacidad molde})$$

$$Si_{req}(Kg) = \frac{0.1}{100} * (3.75Kg) = 0.00375Kg$$

$$FeSi75_{req}(Kg) = Si_{req}(\text{contenido de silicio})(\text{eficiencia})$$

$$FeSi75_{req}(Kg) = 0.00375Kg \left(\frac{100}{75}\right) \left(\frac{100}{98}\right) = 0.0051Kg$$

Como resultado de estos cálculos se pesaron las siguientes cantidades de material para cada nivel de vanadio requerido (la chatarra de acero se adicionó en forma de troquel, placa y tubo):

En la tabla 3.9 se registra las cantidades de materias primas de carga y de ajuste para cada nivel de vanadio agregado

Tabla 3.9 Cantidad de material requerida para cada nivel de vanadio.

Hierro aleado con:	0.25% Vanadio		0.50% Vanadio		1% Vanadio	
Material	Peso	Unidades requeridas	Peso	Unidades requeridas	Peso	Unidades requeridas
Hierro colado (Ch1)	20Kg	1	20Kg	1	20Kg	1
Troquel (Ch2)	15Kg	1	15Kg	1	15Kg	1
Placa (Ch2)	10Kg	1	10Kg	1	10Kg	1
Tubo (Ch2)	5Kg	1	5Kg	1	5Kg	1
Recarburante	1.471Kg	1	1.471Kg	1	1.471Kg	1
FeSi75_{ajuste}	456g	1	456g	1	456g	1
FeSi75_{inoc. Temprana}	41.22g	2	41.22g	2	41.22g	2
FeSi75_{post-inoc. Mg}	11.52g	2	11.52g	2	11.52g	2
FeSi75_{post-inoc. Mp}	5.1g	2	5.1g	2	5.1g	2
FeSiMg	402g	2	402g	2	402g	2
Cu	112g	1	112g	1	112g	1
FeV	155g	1	310g	1	620g	1



Adquisición de datos para las curvas de enfriamiento

Con estos resultados se procedió a cargar el horno; mientras el metal se fundía se prepararon 2 “panqués” para vaciar el metal sobrante de la colada y se instrumentó el adquisidor de datos. Se conectó el adquisidor a una computadora para poder registrar y manejar los datos obtenidos por el adquisidor, se utilizaron los canales 5, 14, 11, 10, 1, 2, 9, 12 del adquisidor para conectarles su respectivo termopar y estos introducirlos a los moldes de silicato CO₂, como se muestra en el siguiente diagrama* (figura 3.2)

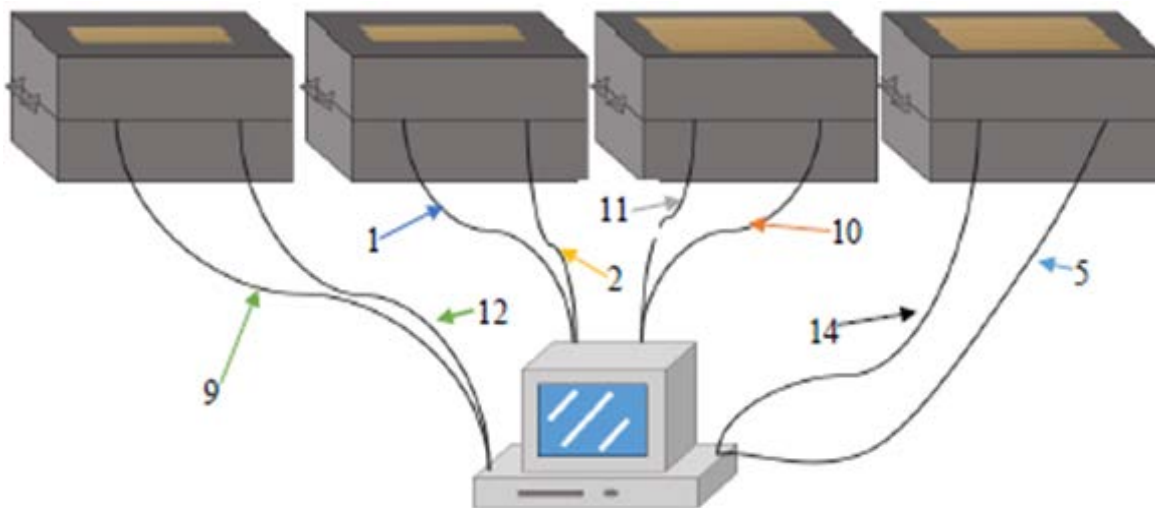


Figura 3.2 Diagrama del sistema de adquisición de datos y conexión de termopares.

*estos pasos se realizaron para las tres fusiones.

Las piezas obtenidas fueron piezas tipo “Y”, las cuatro piezas tienen la misma morfología, variando solamente el espesor de la pieza, siendo para las piezas gruesas un espesor de 3 cm y para las delgadas de 1.5 cm. A continuación se esquematiza, en la figura 3.3, la pieza con sus respectivas medidas.

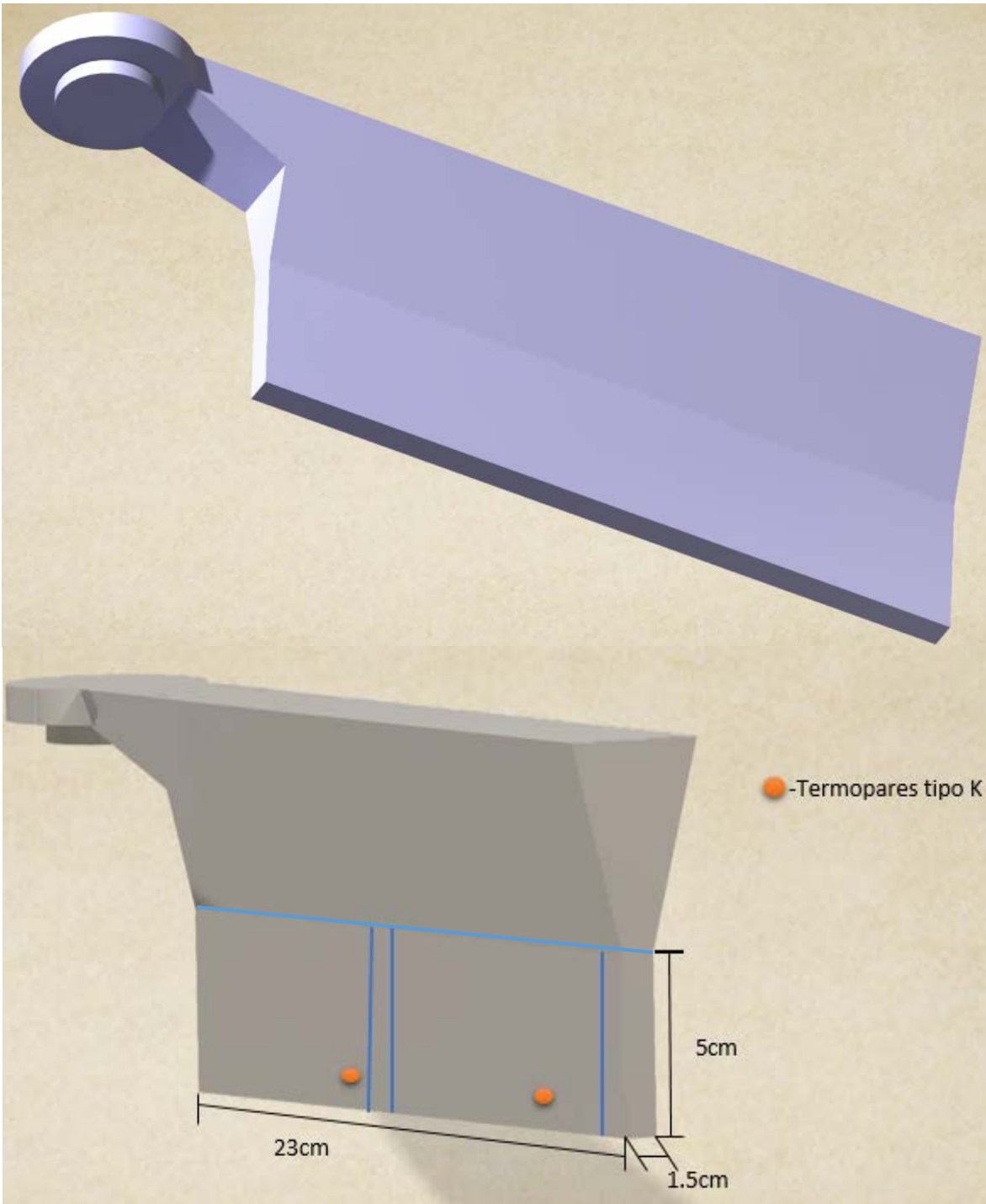


Figura 3.3 Esquema de la pieza y las zonas de análisis microestructural de cada bloque obtenido, las líneas azules indican los cortes de la pieza.



Se obtuvieron los datos necesarios para realizar las curvas de enfriamiento del metal y se procedió al desmolde de las piezas.

Preparación metalográfica y evaluación de microestructuras: Para realizar la preparación metalográfica se cortó la pieza separándola de su mazarota, después se cortó una sección de 1.5cm x 1.5cm x 5cm de la orilla de la pieza, a la cual se le desbastó con lijas grado 240, 320, 400, 600, 1000 y 1200 para posteriormente pulirla con paños grueso y fino con alúmina 0.05 micras.

La pieza fue primeramente observada sin ataque y a 100X para evaluar al % de nodularidad, el conteo de nódulos y el tamaño de nódulos. Posteriormente se atacó el metal con nital 3 durante 7 segundos para determinar el tipo de matriz de los hierros experimentales. El oscurecimiento de la matriz para revelar los carburos de la matriz, se realizó con una mezcla de ácido nítrico y fluorhídrico (HNO_3 conc. 10mL, HF conc. 4mL y $\text{H}_2\text{O}_{\text{dest.}}$ 87 mL) durante 4 minutos con agitación moderada, se limpió la superficie y se secó para realizar el análisis por microscopía óptica.

Evaluación microestructural: Se tomaron imágenes de 6 zonas diferentes de la pieza, como se muestra en la imagen 3.5.6, para determinar la cantidad de carburos.

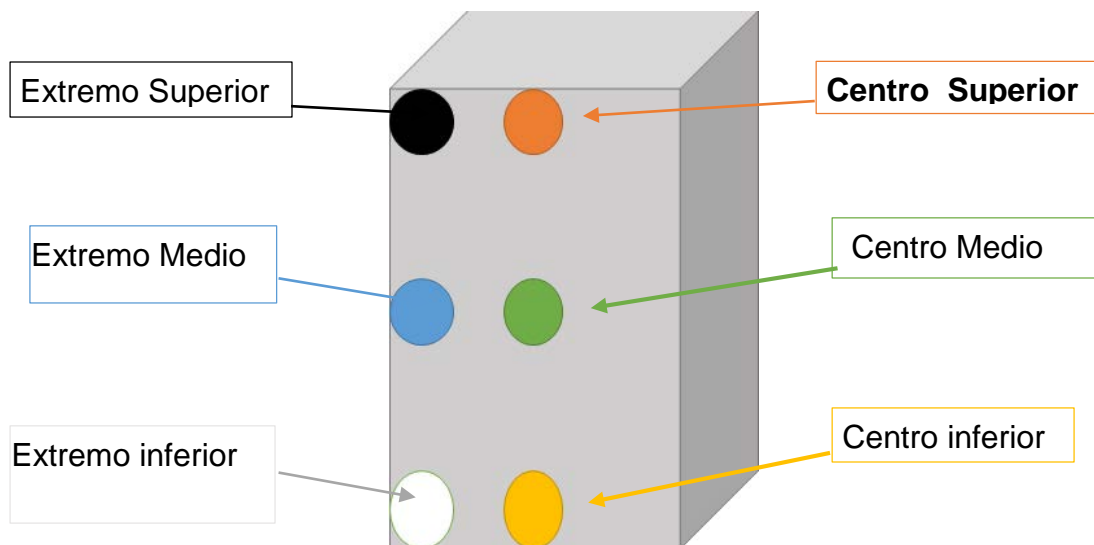


Figura 3.4 zonas a analizar de la pieza

Por último se utilizaron las imágenes oscurecidas para determinar la cantidad de carburos en cada hierro, se procedió a utilizar el software de análisis de imágenes Image Pro Plus.



1. Prefacio.

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos en la parte de experimentación, dividiéndolos por cada fase de la experimentación que se llevó a cabo. Este capítulo contendrá solamente los datos obtenidos, la explicación de cada resultado y posteriormente se discutirá en el análisis de resultados.

2. Fabricación del metal base (Hierro nodular con carburos).

Tabla 4.1 Composición química del hierro aleado con con 0.25% V

Elemento	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mg	%Al	%Cu	%V	C _{eq}
%	3.81	2.18	0.67	0.017	0.014	0.054	0.013	0.345	0.283	4.55

Tabla 4.2 Composición química del hierro aleado con 0.50% V

Elemento	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mg	%Al	%Cu	%V	C _{eq}
%	3.79	2.41	0.65	0.014	0.019	0.068	0.014	0.35	~0.49	4.60

Tabla 4.3 Composición química del hierro aleado con 1.00% V

Elemento	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mg	%Al	%Cu	%V	C _{eq}
%	3.76	2.22	0.63	0.013	0.016	0.050	0.012	0.34	>0.52	4.51

Los contenidos de Si y C son similares en las 3 piezas, así como los C_{eqs}. El % V queda dentro de los contenidos definidos, aunque es importante hacer notar que las 2 composiciones más altas están fuera de la curva de calibración del espectro de emisión.

3. Análisis térmico.

Las curvas de enfriamiento obtenidas para cada nivel de vanadio, así como la T_{EE} y la T_{EM} experimentales calculadas en función de la composición química experimental se presentan en las (tablas 4.4 y los cálculos y 4.5).

Las temperaturas eutécticas estable y metaestable fueron calculadas con las ecuaciones 2 y 3 tomando los factores que se presentan en la tabla 4.6. [17]



Capítulo IV. Resultados



Con la evaluación de la fracción de carburos obtenida y el subenfriamiento que presenta la aleación se estableció la relación que existe entre ambas variables.

$$TEE (\gamma + G) = 1154^{\circ}C + (\%Si * f_{Si}) + (\%Mn * f_{Mn}) + (\%Cu * f_{Cu}) + (\%Al * f_{Al}) + (\%Cr * f_{Cr}) \quad (2)$$

$$TEM (\gamma + Fe_3C) = 1148^{\circ}C + (\%Si * f_{Si}) + (\%Mn * f_{Mn}) + (\%Cu * f_{Cu}) + (\%Al * f_{Al}) + (\%Cr * f_{Cr}) \quad (3)$$

Donde TEE y TEM son temperaturas de transformación eutécticas ($^{\circ}C$) estable y metaestable respectivamente; % es el porcentaje en peso de los elementos; f es el coeficiente por elemento relacionado con las variaciones de temperatura en los sistemas; $1154^{\circ}C$ (T_{EE}) y $1148^{\circ}C$ (T_{EM}) son las temperaturas de transformación eutécticas de sistemas Fe-G y Fe- Fe_3C respectivamente.

Tabla 4.4 Factores para cada elemento de interés y su respectivo porcentaje para cada uno de los niveles de vanadio.

Elemento	Factor		Elemento	porcentaje de elemento		
	TEE	TEM		V	0.25	0.5
Si	4	-10 a 20	Si	2.188	2.414	2.220
Cu	5	-2.3	Cu	0.349	0.351	0.336
Al	8	-1.5	Al	0.013	0.014	0.012
Cr	----	7	Cr	0.060	0.046	0.069
Mn	-2	3	Mn	0.667	0.652	0.633
V	-	----				

A partir de las ecuaciones 2 y 3 y la tabla 4.6 se calcularon la Temperatura eutéctica estable y la temperatura eutéctica metaestable:

Tabla 4.5 Temperatura eutéctica estable y metaestable calculadas para las tres aleaciones experimentales aleadas con Vanadio.

% Vanadio	0.25	0.5	1
TEE ($\gamma+G$)	1163.266 $^{\circ}C$	1164.217 $^{\circ}C$	1163.388 $^{\circ}C$
TEM ($\gamma+Fe_3C$)	1138.660 $^{\circ}C$	1137.377 $^{\circ}C$	1138.491 $^{\circ}C$
ΔT	24.606 $^{\circ}C$	26.840 $^{\circ}C$	24.897 $^{\circ}C$

Debido a que no se reporta un factor para determinar el efecto del Vanadio sobre las temperaturas eutécticas estable y metaestable estas son muy similares, y ya que se realizaron diferentes coladas las composiciones variaron ligeramente afectando dichas temperaturas. .

En las figuras 4.1 a 4.3 Se muestran las curvas completas y en las figuras 4.4 a 4.6 el detalle de la solidificación en la zona eutéctica.

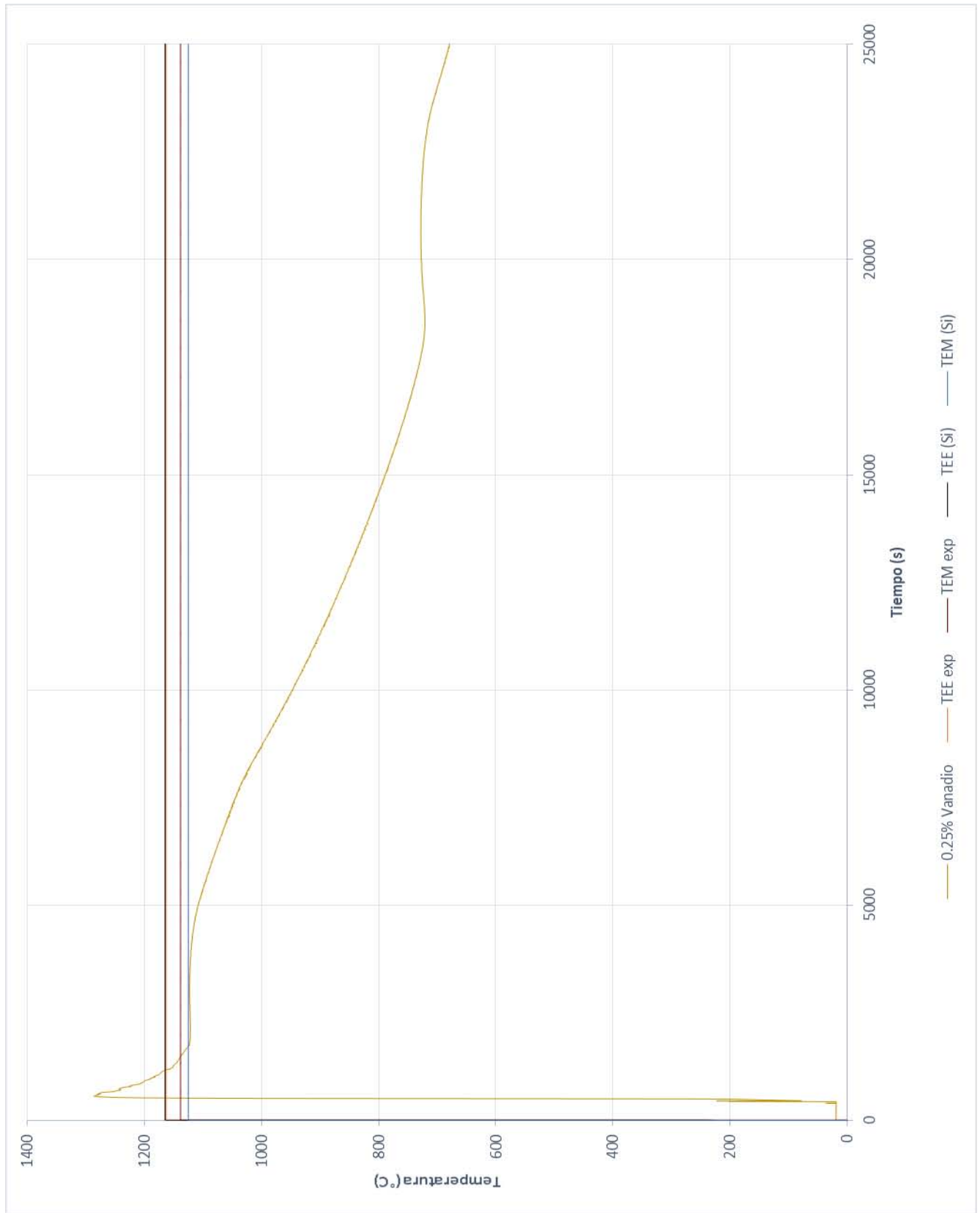


Figura 4.1 Curva de enfriamiento para el hierro nodular aleado con 0.25%V.

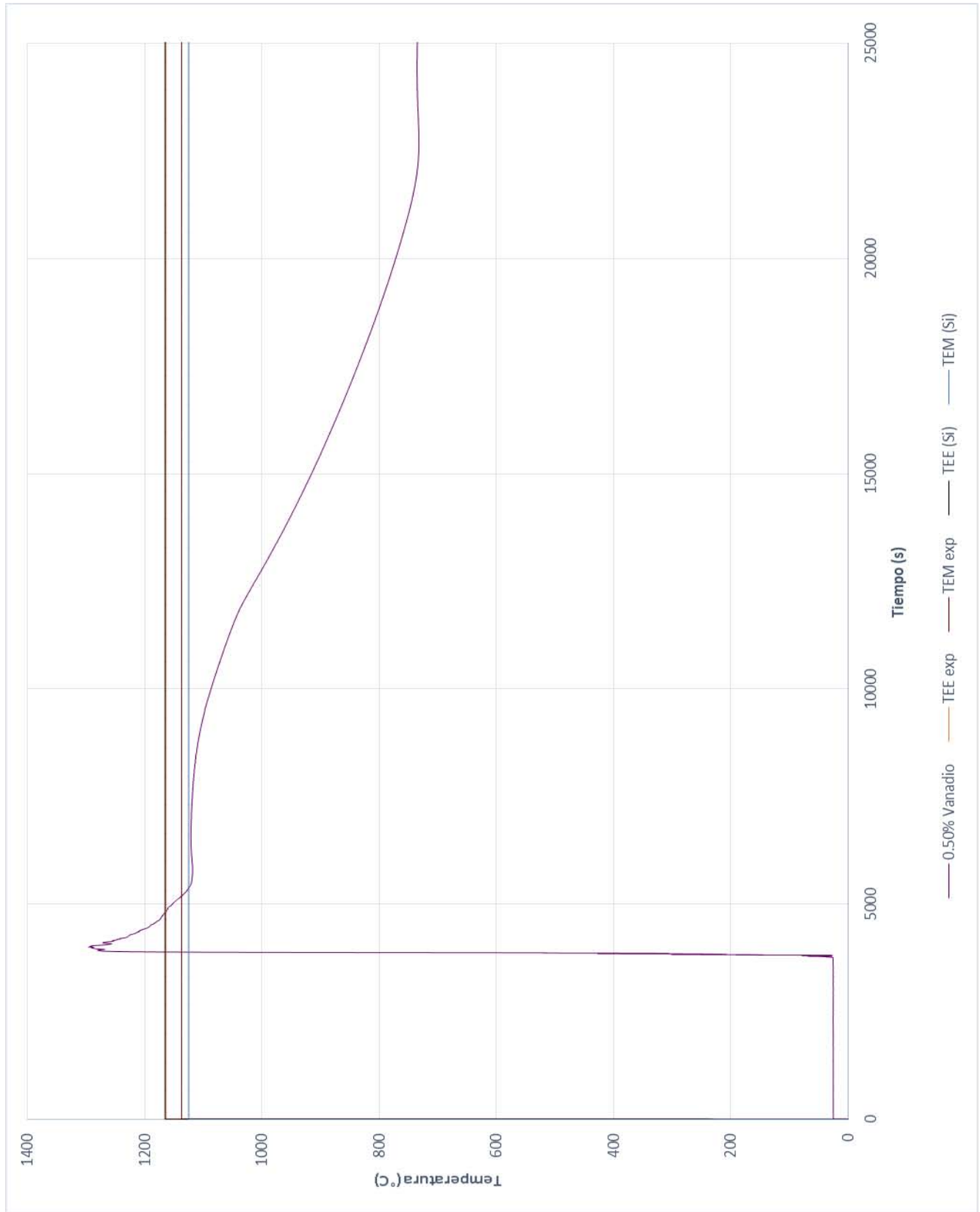


Figura 4.2 Curva de enfriamiento para el hierro nodular aleado con 0.5%V.

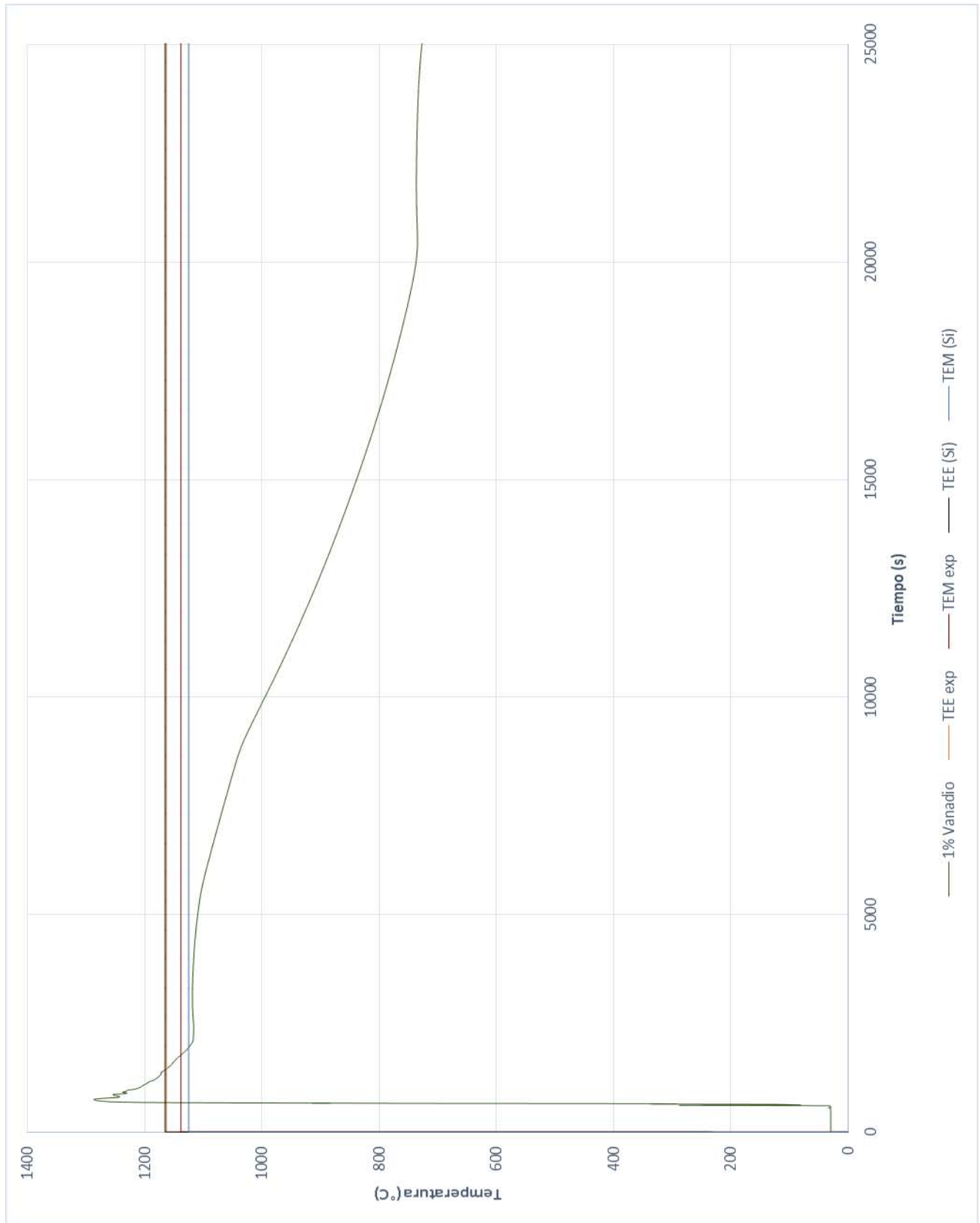


Figura 4.3 Curva de enfriamiento para el hierro nodular aleado con 1.0%V.

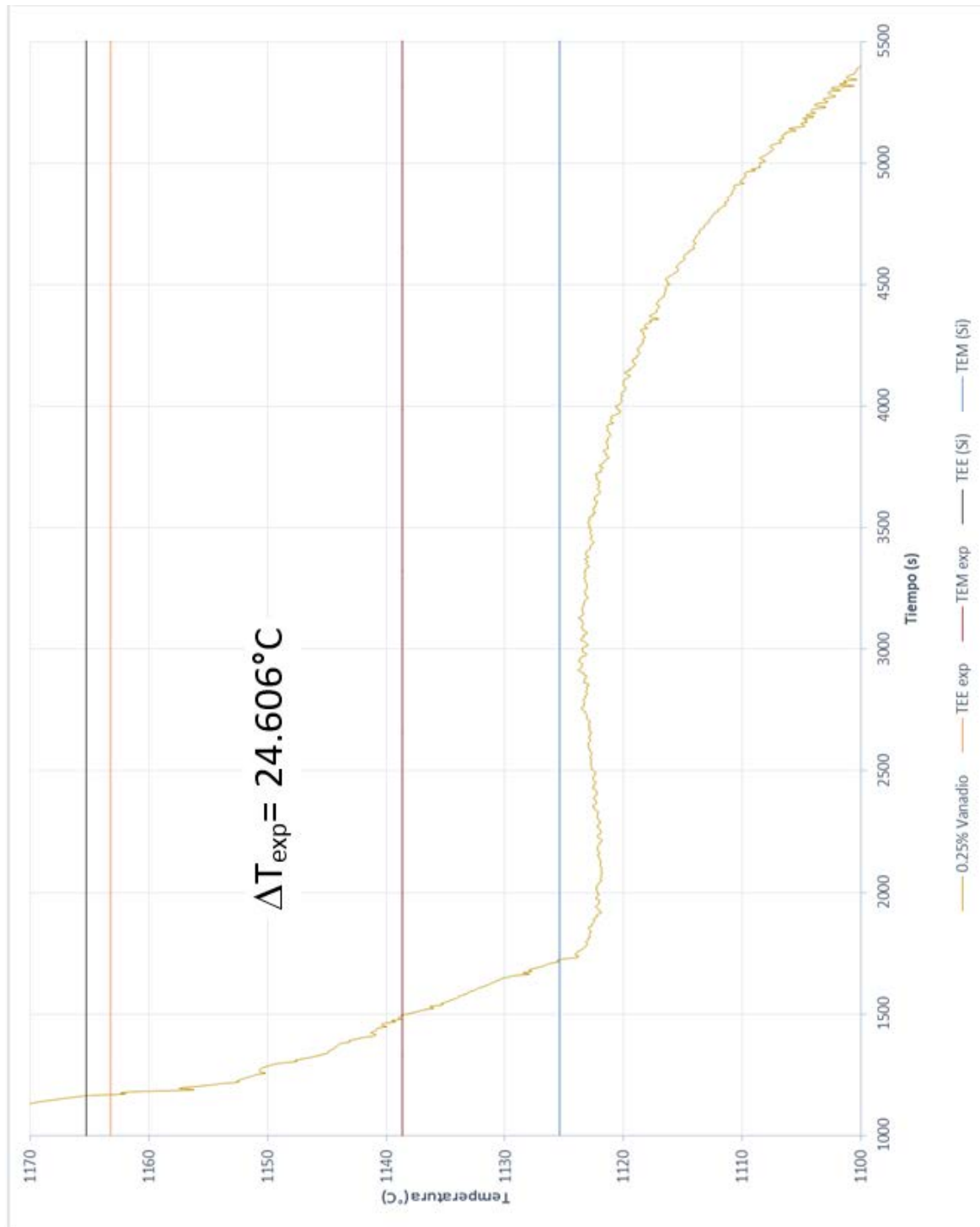


Figura 4.4 Acercamiento a la temperatura eutéctica en la curva de enfriamiento para el hierro nodular aleado con 0.25%V.

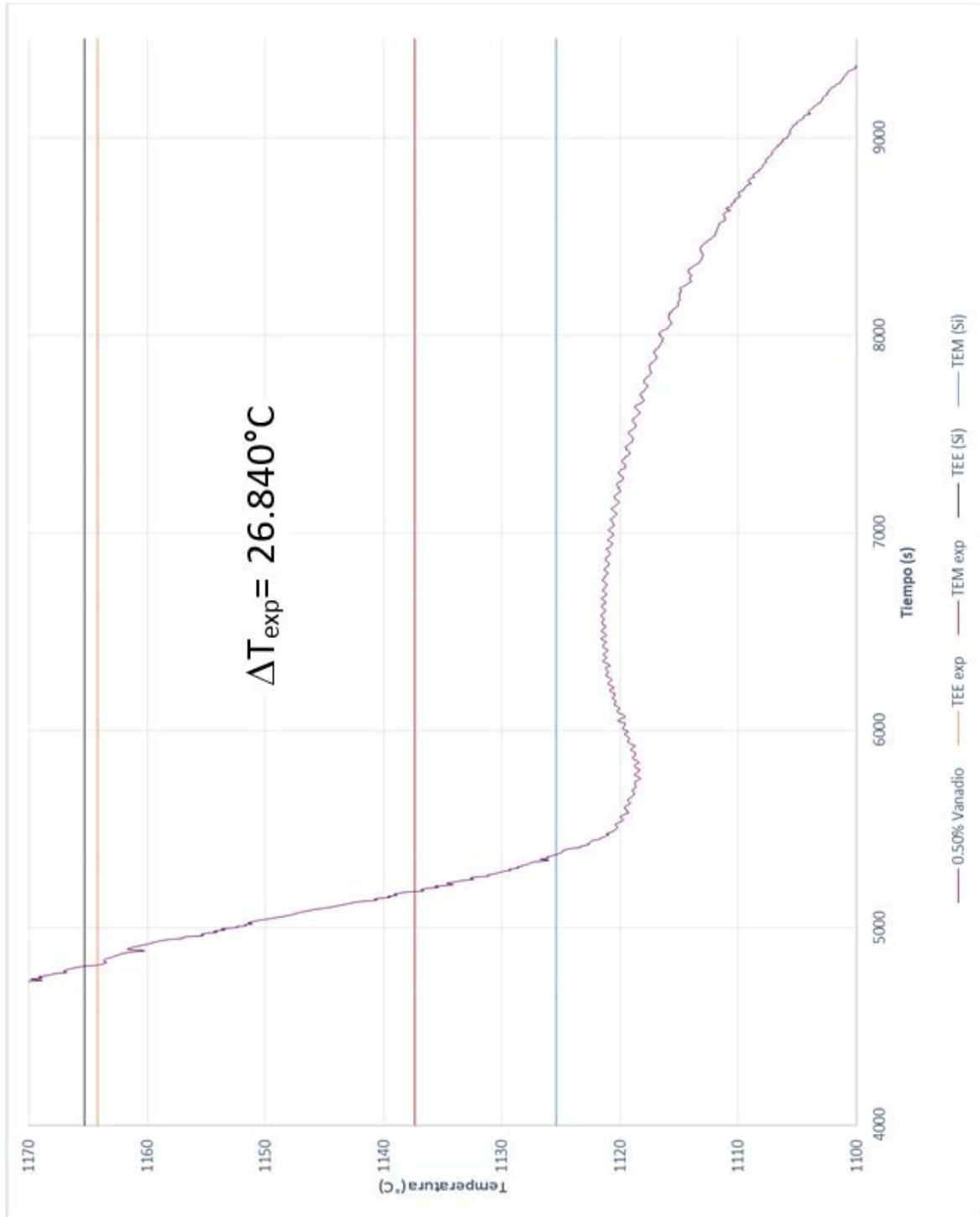


Figura 4.5 Acercamiento a la temperatura eutéctica en la curva de enfriamiento para el hierro nodular aleado con 0.5%V.

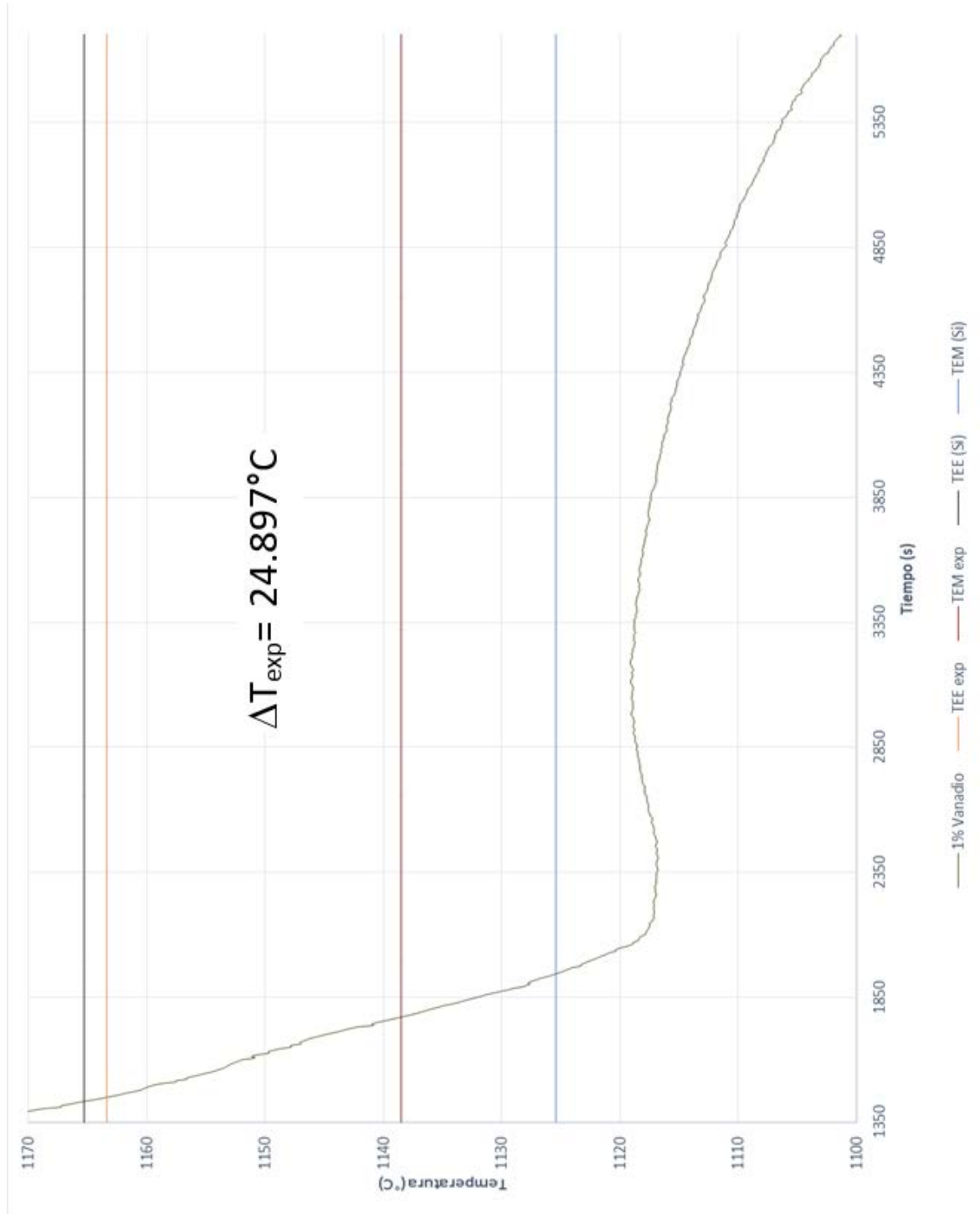


Figura 4.6 Acercamiento a la temperatura eutéctica en la curva de enfriamiento para el hierro nodular aleado con 1.0%V.



Capítulo IV. Resultados



De acuerdo a las figuras 4.4 a 4.6 se puede apreciar que las rectas que determinan las temperaturas eutéctica estable y metaestable tanto teóricas como calculadas no se encuentran en un intervalo cercano a la temperatura eutéctica experimental y por ende del subenfriamiento. Debido a lo anterior se graficarán las curvas de todos los niveles de Vanadio juntas para determinar si el Vanadio tiene un efecto sobre las temperaturas eutéctica estable y metaestable (Figura 4.7) y analizar la fracción de carburos precipitada para cada nivel de Vanadio.

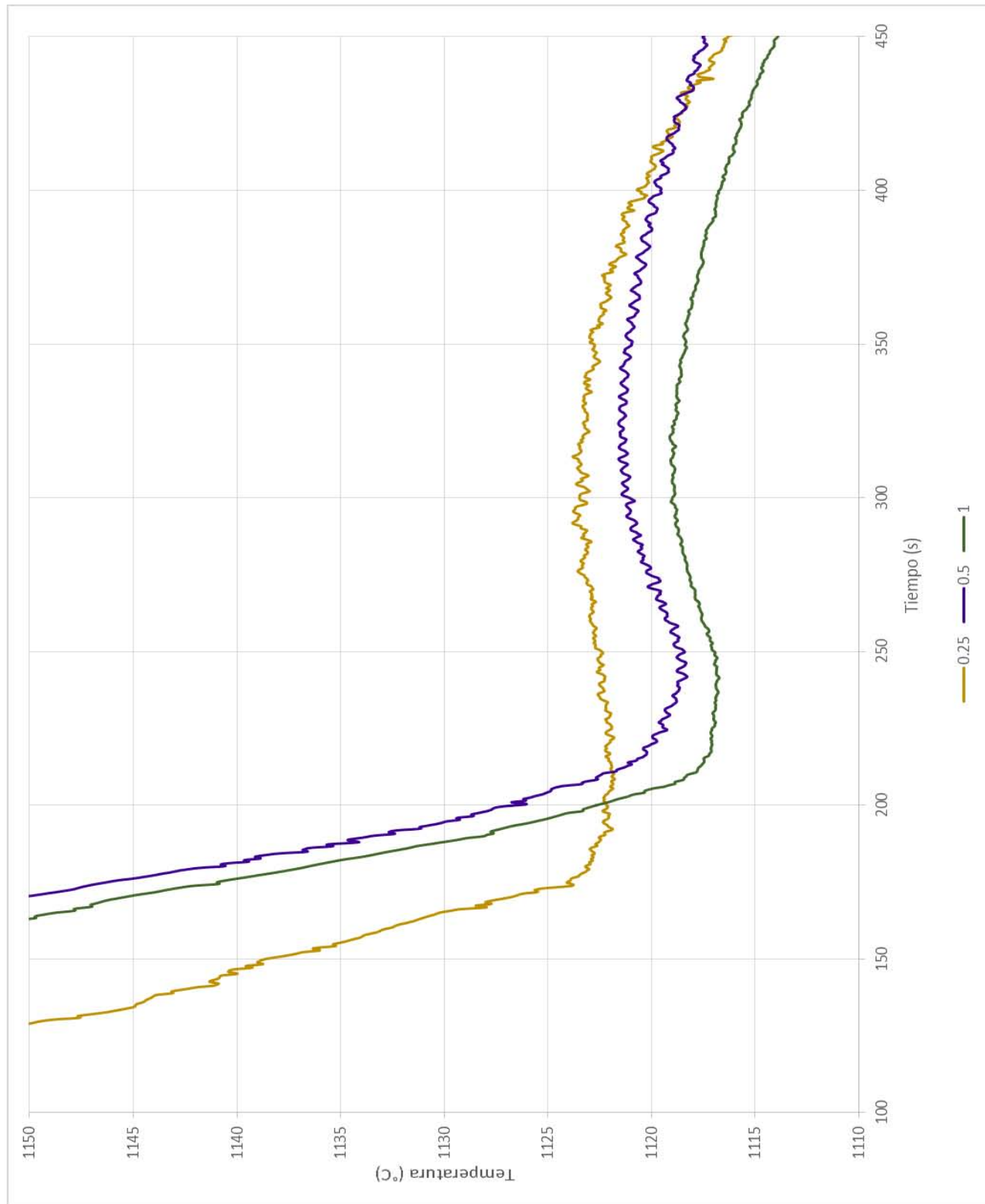


Figura 4.7 Comparación de las curvas de enfriamiento en la zona eutéctica para 0.25%, 0.5% y 1% de Vanadio.



4. Análisis microestructural.

Se analizaron las tres aleaciones para las características que presentan tales como el porcentaje de nodularidad, cantidad de nódulos y el tamaño de nódulo, así como el tipo de matriz que presenta y la cantidad de carburos en la pieza.

Para poder determinar cada uno de los puntos anteriores se utilizaron diversos patrones para caracterizar el tipo de matriz, densidad de nódulos, tamaño de nódulo y % nodularidad, dichos patrones se muestran en las figuras 4.8 a 4.10.

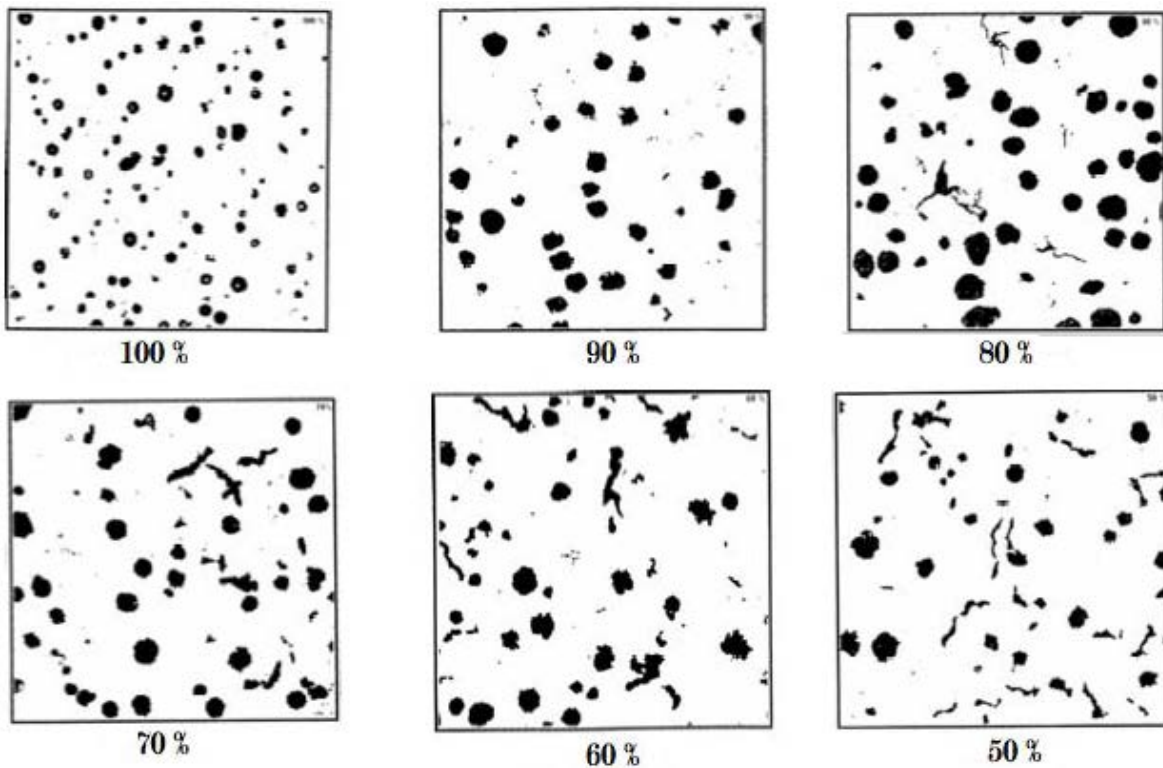


Figura 4.8 Patrones AFS para determinar el % nodularidad a 100X.

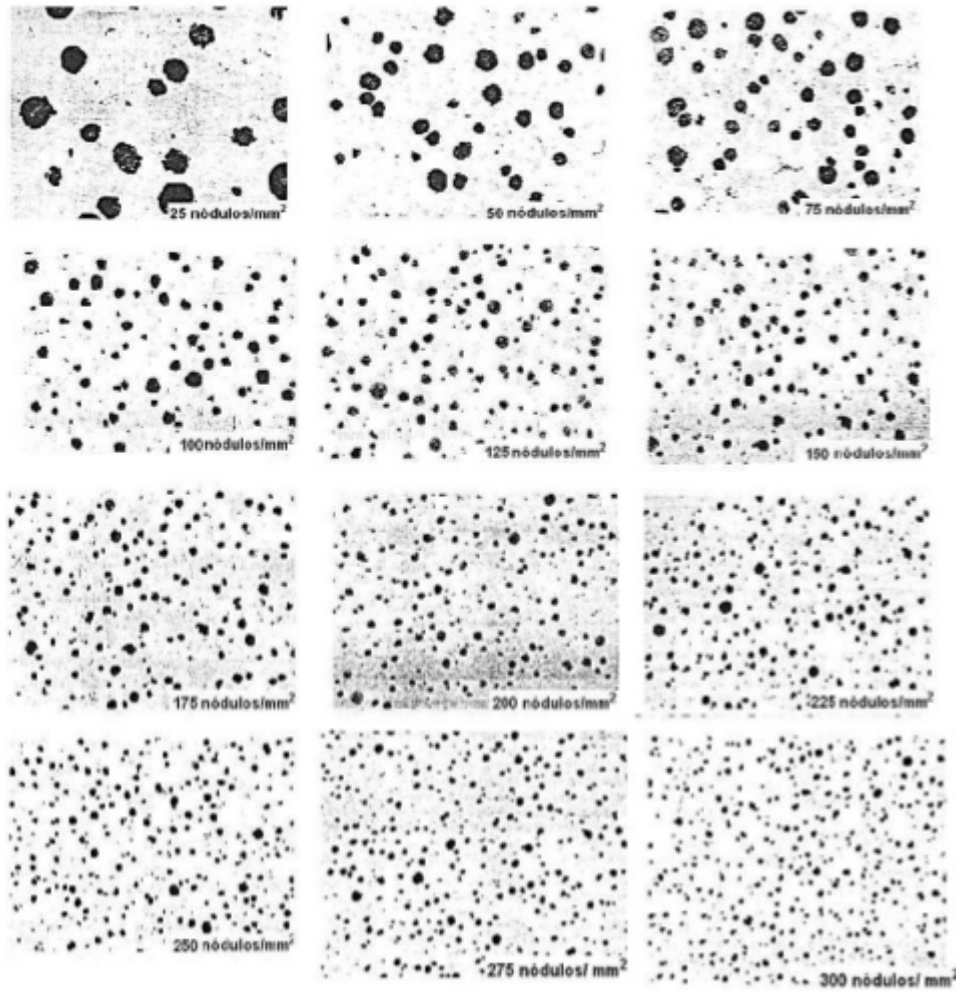


Figura 4.9 Patrones AFS para determinar la densidad de nódulos a 100X

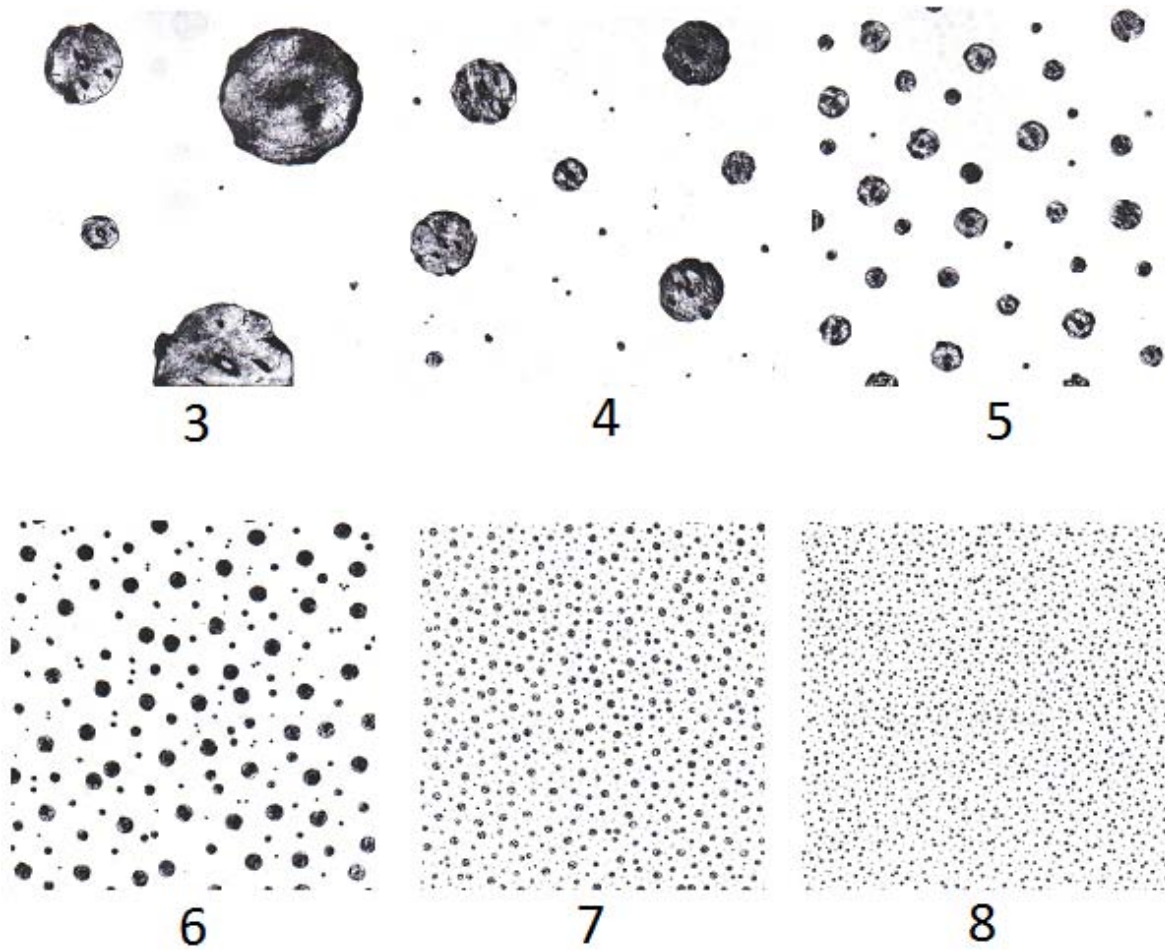


Figura 4.10 Patrones para determinar el tamaño de nódulo a 100X (no se encontraron imágenes de los tamaños 1 y 2)

A continuación se muestran las microestructuras que se obtuvieron para cada probeta, figuras 4.11 a 4.64, con su respectivo análisis.



Microestructuras del hierro nodular aleado con 0.25% Vanadio

Microestructuras sin ataque, se observan esferoides de grafito con su respectiva caracterización.

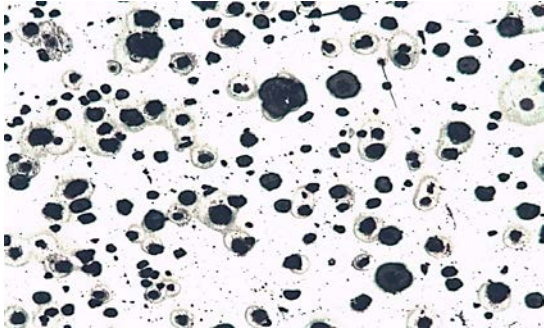


Figura 4.11 Microestructura sin ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en el extremo superior de la pieza a 100X. 80% nodularidad, 150 nódulos/mm² y tamaño 5

Figura 4.12 Microestructura sin ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en el extremo medio de la pieza a 100X. 80% nodularidad, 150 nódulos/mm² y tamaño 6

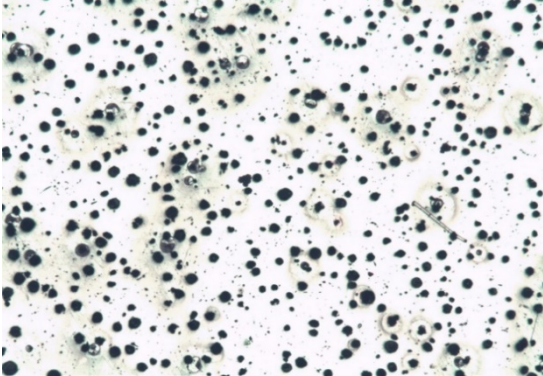
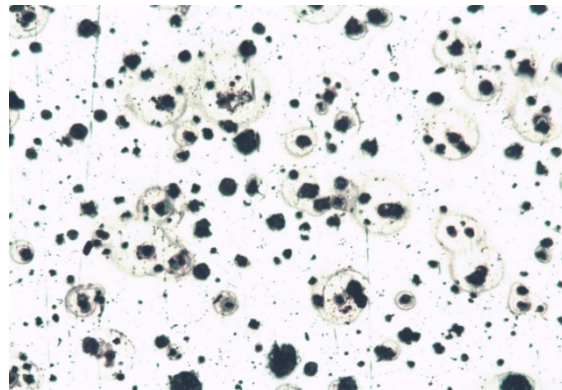
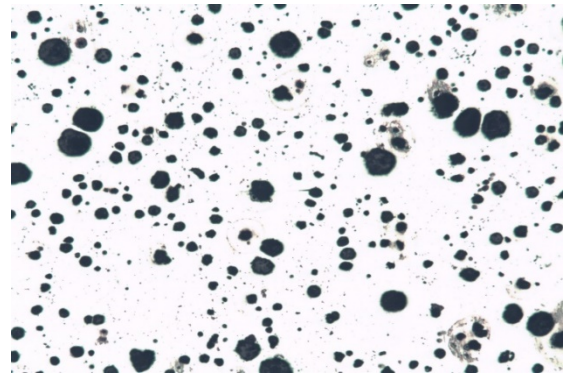


Figura 4.13 Microestructura sin ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en el extremo inferior de la pieza a 100X. 90% nodularidad, 300 nódulos/mm² y tamaño 7

Figura 4.14 Microestructura sin ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en la parte central superior de la pieza a 100X. 90% nodularidad, 100 nódulos/mm² y tamaño 6.



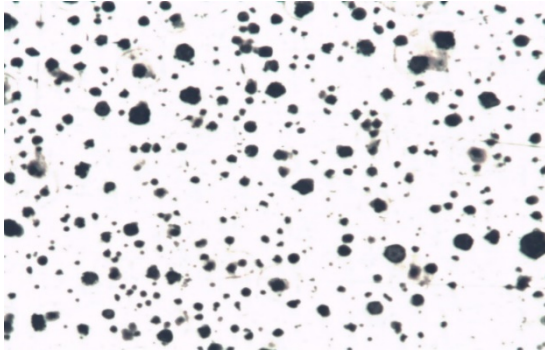
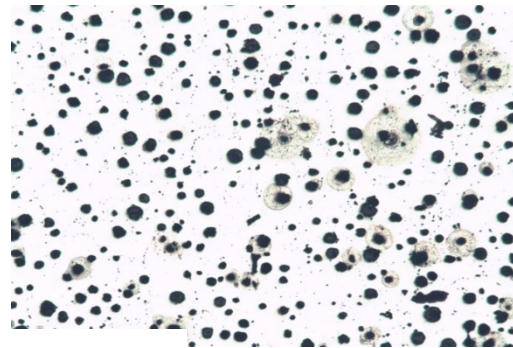


Figura 4.15 Microestructura sin ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en la parte central media de la pieza 100X. 80% nodularidad, 250 nódulos/mm² y tamaño 6.

Figura 4.16 Microestructura sin ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en la parte central inferior de la pieza a 100X. 90% nodularidad, 250 nódulos/mm² y tamaño 6.



Microestructuras atacadas con Nital 3

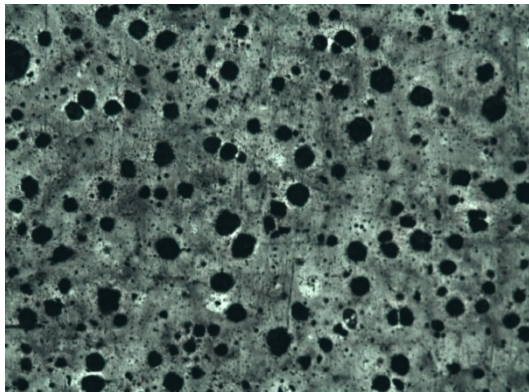
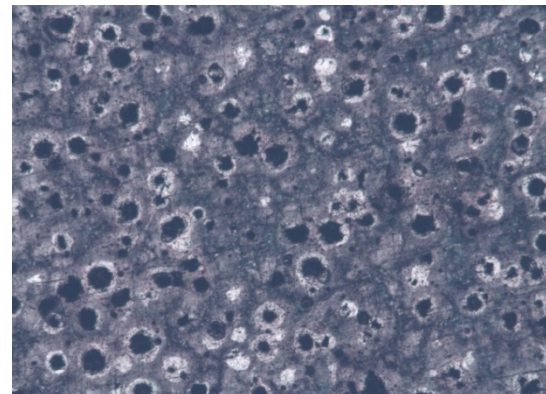


Figura 4.17 Microestructura con ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en el extremo superior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.

Figura 4.18 Microestructura con ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en el extremo medio de la pieza a 100X. Matriz Perlítica- Ferrítica con esferoides de grafito.



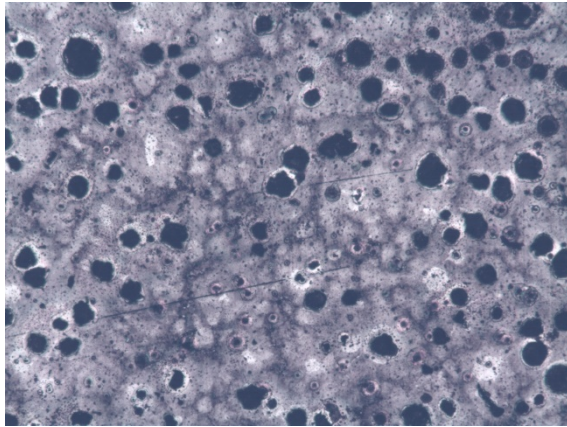


Figura 4.19 Microestructura con ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en el extremo inferior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.

Figura 4.20 Microestructura con ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en la parte central superior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.

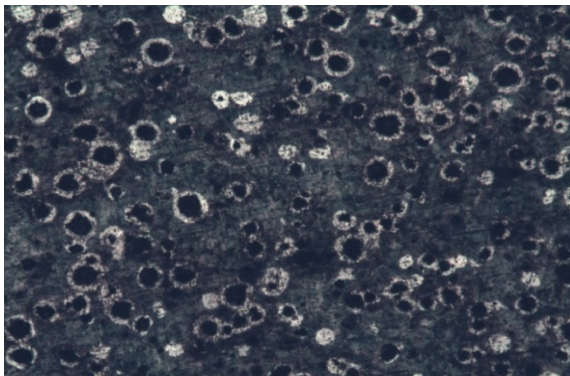
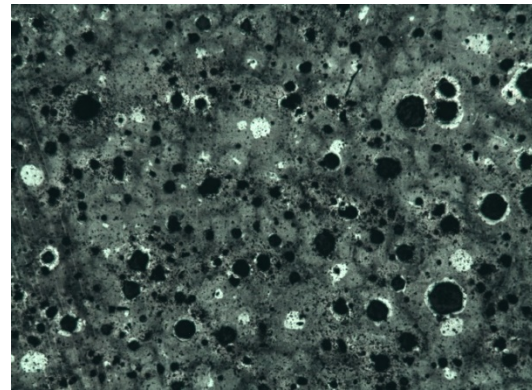
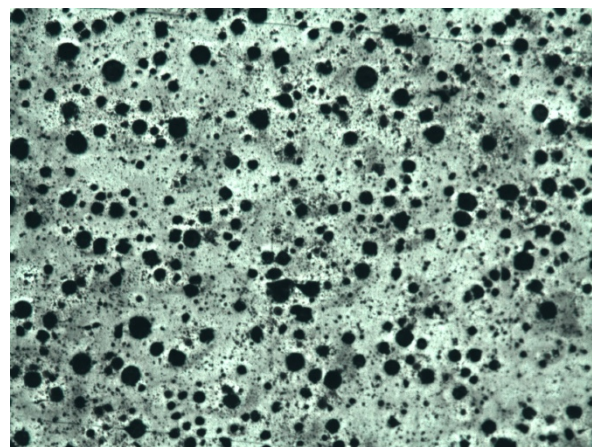


Figura 4.21 Microestructura con ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en la parte central media de la pieza 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.

Figura 4.22 Microestructura con ataque para el hierro con 0.25% Vanadio en la parte central inferior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.





Microestructuras oscurecidas para evaluar el % de carburos

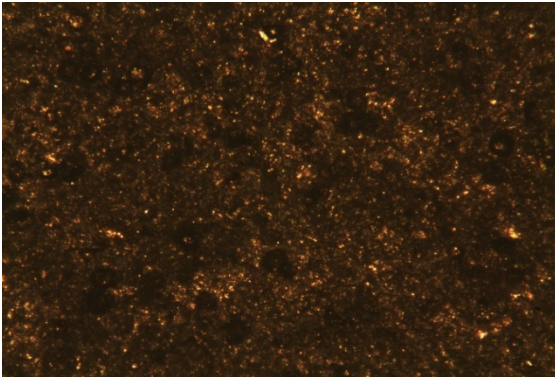


Figura 4.23 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.25% Vanadio en el extremo superior de la pieza a 100X. Sin carburos.

Figura 4.24 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.25% Vanadio en el extremo medio de la pieza a 100X. Sin carburos.

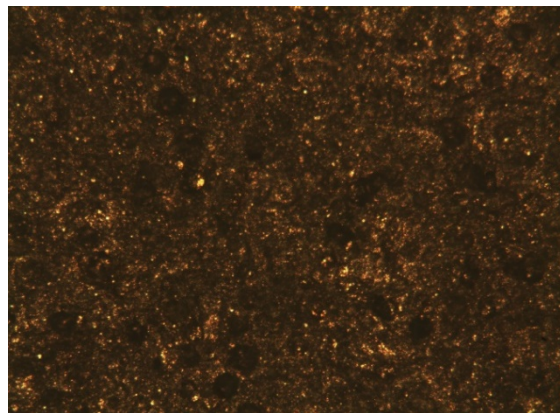
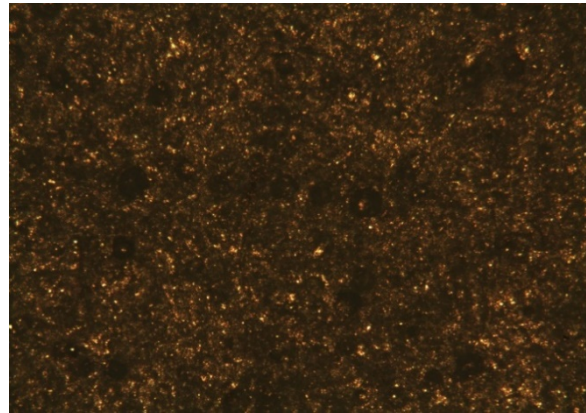
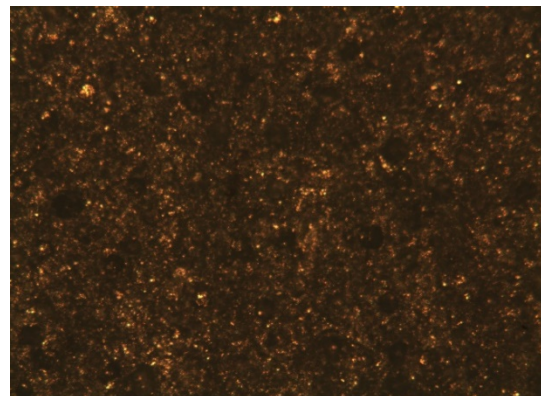


Figura 4.25 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.25% Vanadio en el extremo inferior de la pieza a 100X. Sin carburos.

Figura 4.26 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.25% Vanadio en la parte central superior de la pieza a 100X. Sin carburos.



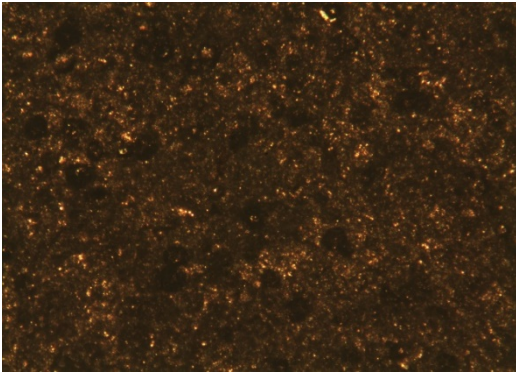
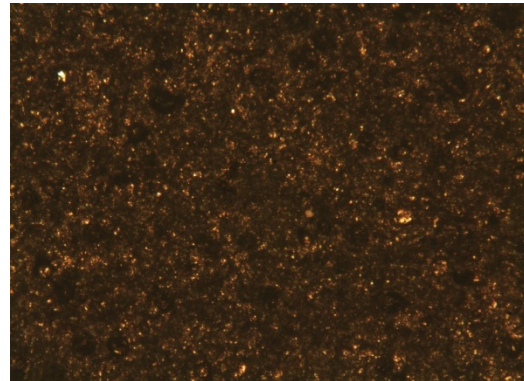


Figura 4.27 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.25% Vanadio en la parte central media de la pieza 100X. Sin carburos.

Figura 4.28 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.25% Vanadio en la parte central inferior de la pieza a 100X. Sin carburos.



Microestructuras del hierro nodular aleado con 0.5% Vanadio.

Microestructuras sin ataque, se observan esferoides de grafito con su respectiva caracterización.

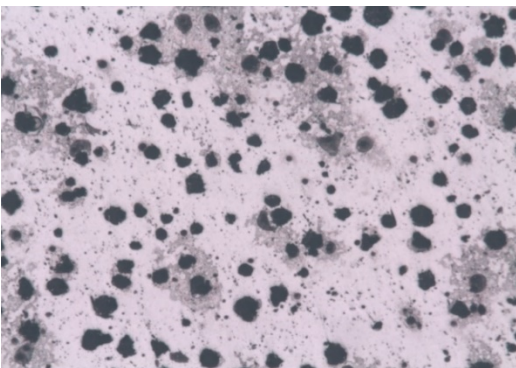
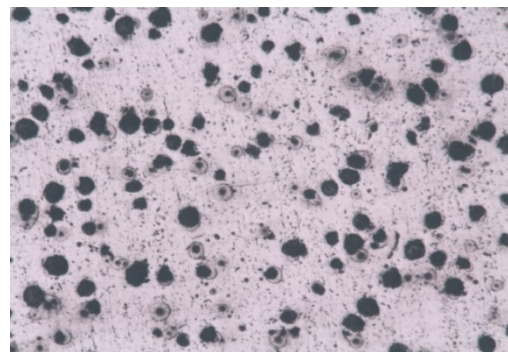


Figura 4.29 Microestructura sin ataque para 0.5% Vanadio en el extremo superior de la pieza a 100X. 80% nodularidad, 100 nódulos/mm² y tamaño 6.

Figura 4.30 Microestructura sin ataque para el hierro con 0.5% Vanadio en el extremo medio de la pieza a 100X. 80% nodularidad, 100 nódulos/mm² y tamaño 6.



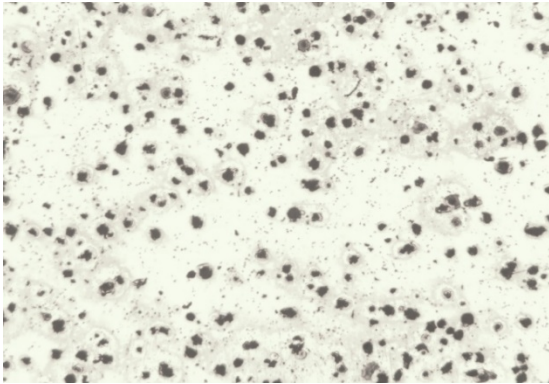


Figura 4.31 Microestructura sin ataque para el hierro con 0.5% Vanadio en el extremo inferior de la pieza a 100X. 70% nodularidad, 150 nódulos/mm² y tamaño 7.

Figura 4.32 Microestructura sin ataque para el hierro con 0.5% Vanadio en la parte central superior de la pieza a 100X. 80% nodularidad, 150 nódulos/mm² y tamaño 6.

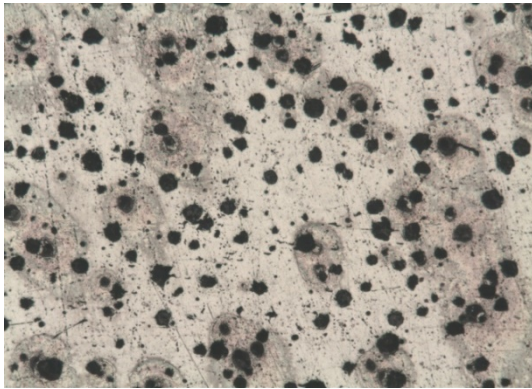
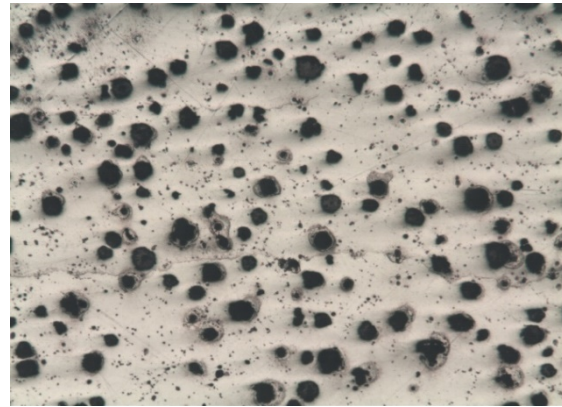
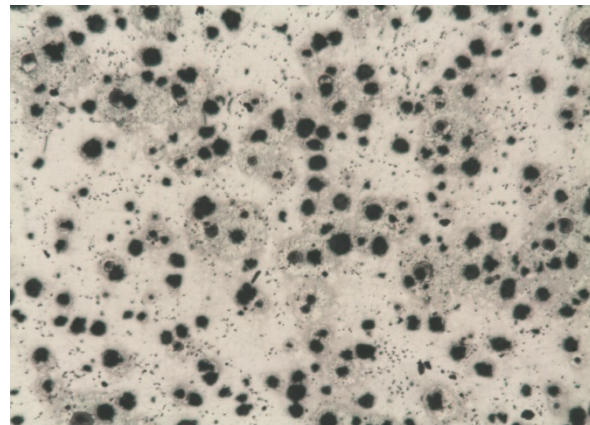


Figura 4.33 Microestructura sin ataque para el hierro con 0.5% Vanadio en la parte central media de la pieza 100X. 80% nodularidad, 150 nódulos/mm² y tamaño 6.

Figura 4.34 Microestructura sin ataque para el hierro con 0.5% Vanadio en la parte central inferior de la pieza a 100X. 80% nodularidad, 150 nódulos/mm² y tamaño 6.





Microestructuras atacadas con Nital 3

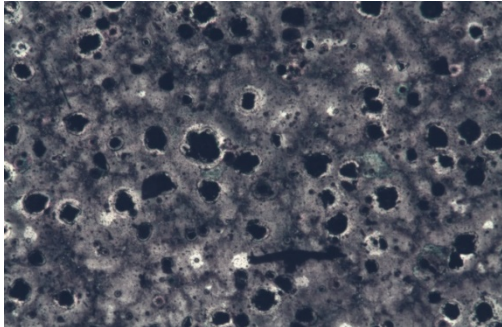


Figura 4.35 Microestructura con ataque para el hierro con 0.5% Vanadio en el extremo superior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.

Figura 4.36 Microestructura con ataque para el hierro con 0.5% Vanadio en el extremo medio de la pieza a 100X. Matriz Perlítica- Ferrítica con esferoides de grafito.

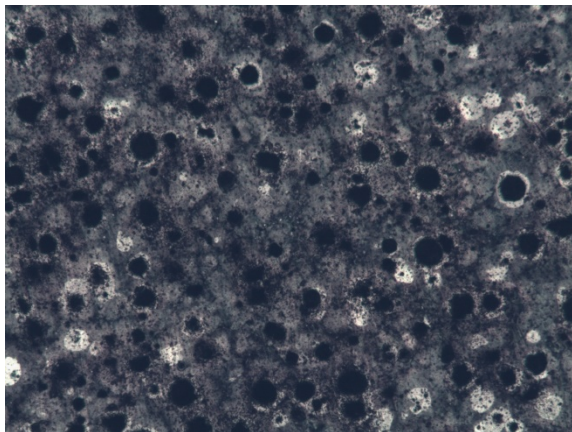
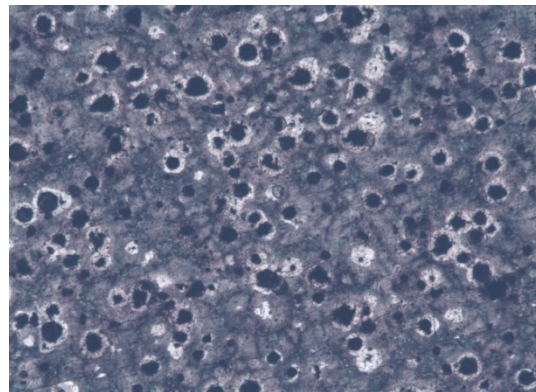
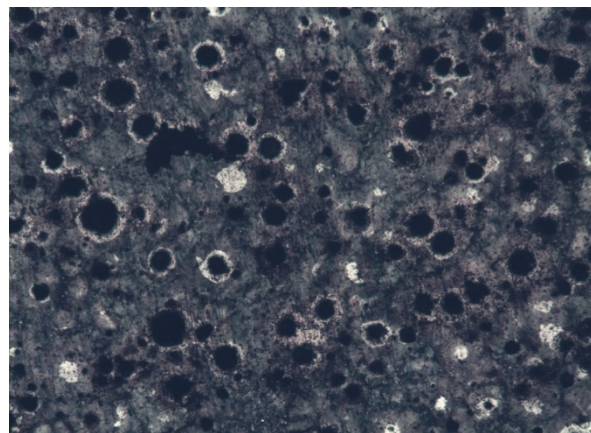


Figura 4.37 Microestructura con ataque para el hierro con 0.5% Vanadio en el extremo inferior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica- Ferrítica con esferoides de grafito.

Figura 4.38 Microestructura con ataque para el hierro con 0.5% Vanadio en la parte central superior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.



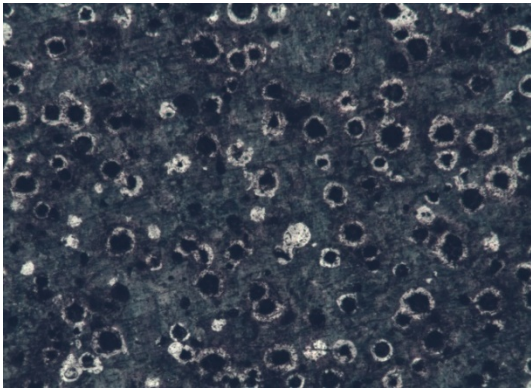
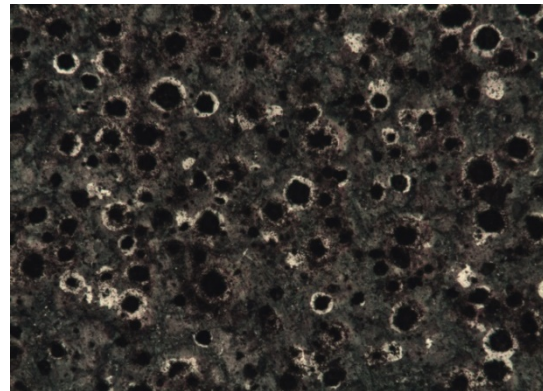


Figura 4.39 Microestructura con ataque para el hierro con 0.5% Vanadio en la parte central media de la pieza 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.

Figura 4.40 Microestructura con ataque para el hierro con 0.5% Vanadio en la parte central inferior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.



Microestructuras oscurecidas para evaluar el % de carburos

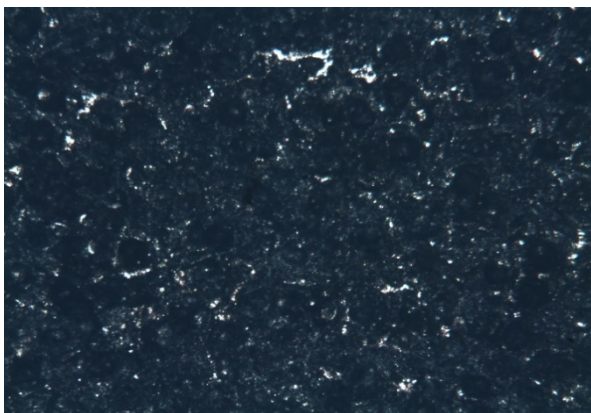
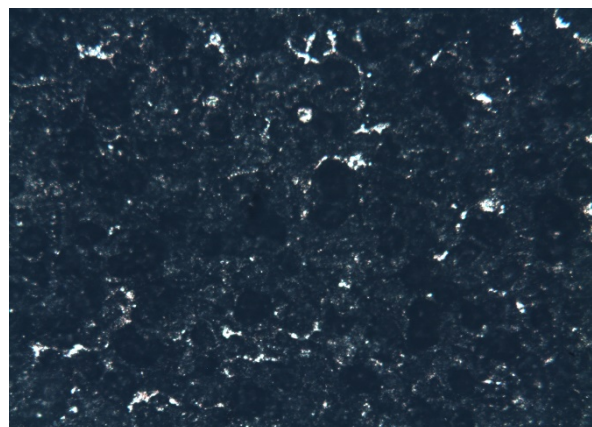


Figura 4.41 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.5% Vanadio en el extremo superior de la pieza a 100X. Sin carburos.

Figura 4.42 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.5% Vanadio en el extremo medio de la pieza a 100X. Sin carburos.



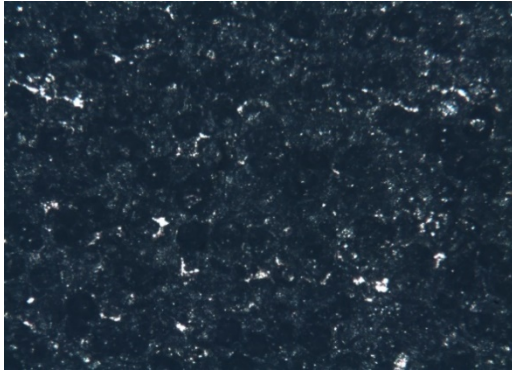


Figura 4.43 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.5% Vanadio en el extremo inferior de la pieza a 100X. Sin carburos.

Figura 4.44 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.5% Vanadio en la parte central superior de la pieza a 100X. Sin carburos.

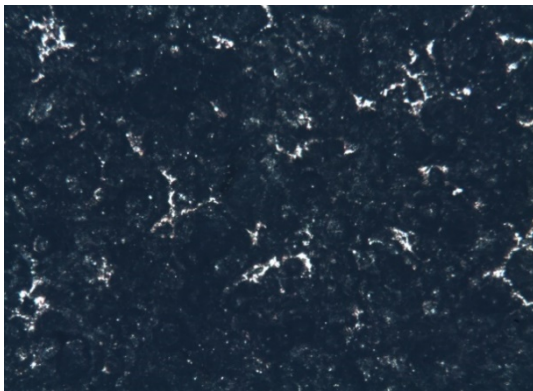
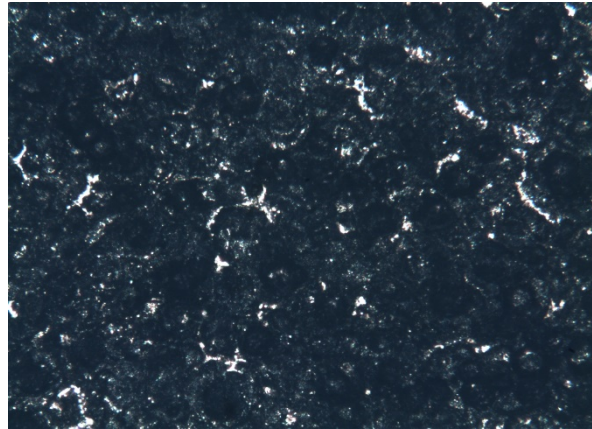
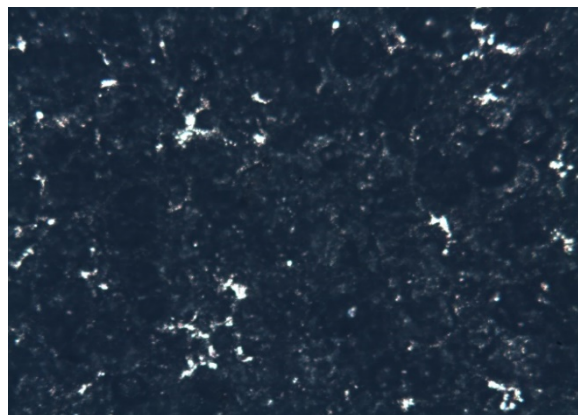


Figura 4.45 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.5% Vanadio en la parte central media de la pieza 100X. Sin carburos.

Figura 4.46 Microestructura oscurecida para el hierro con 0.5% Vanadio en la parte central inferior de la pieza a 100X. Sin carburos.





Microestructuras del hierro nodular aleado con 1% Vanadio

Microestructuras sin ataque se observan esferoides de grafito con su respectiva caracterización.

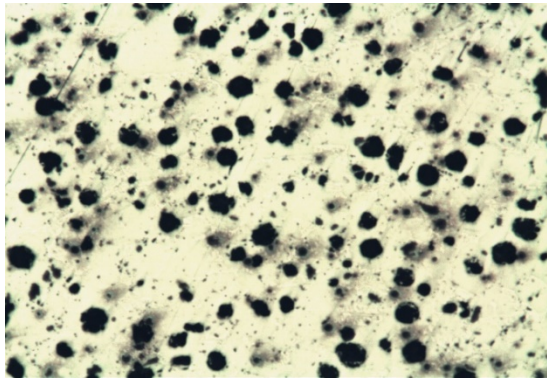


Figura 4.47 Microestructura sin ataque para el hierro con 1% Vanadio en el extremo superior de la pieza a 100X. 80% nodularidad, 150 nódulos/mm² y tamaño 6

Figura 4.48 Microestructura sin ataque para el hierro con 1% Vanadio en el extremo medio de la pieza a 100X. 60% nodularidad, 100 nódulos/mm² y tamaño 6.

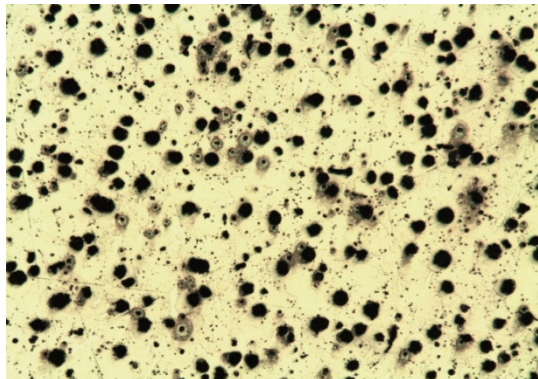
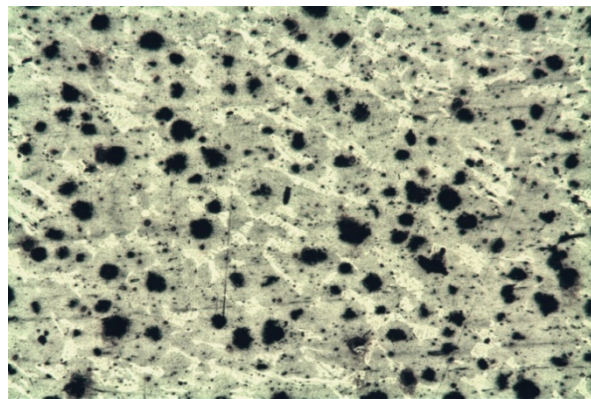
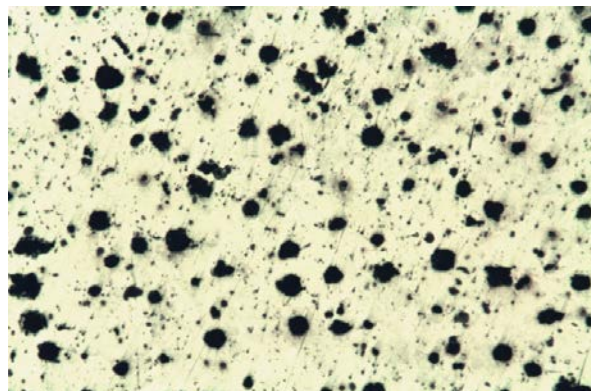


Figura 4.49 Microestructura sin ataque para el hierro con 1% Vanadio en el extremo inferior de la pieza a 100X. 80% nodularidad, 200 nódulos/mm² y tamaño 6.

Figura 4.50 Microestructura sin ataque para el hierro con 1% Vanadio en la parte central superior de la pieza a 100X. 70% nodularidad, 100 nódulos/mm² y tamaño 6.



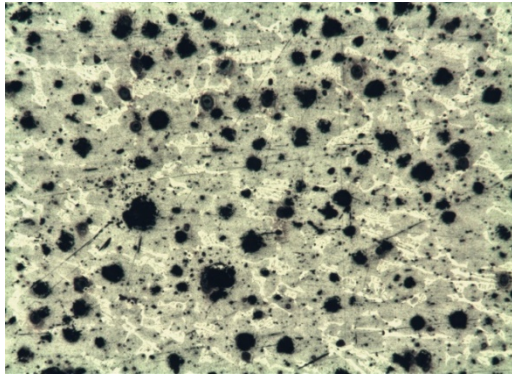
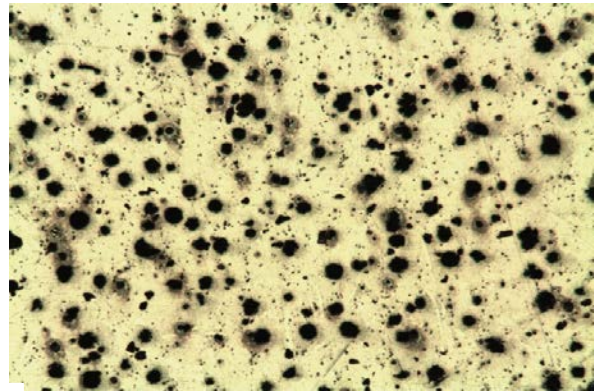


Figura 4.51 Microestructura sin ataque para el hierro con 1% Vanadio en la parte central media de la pieza 100X. 70% nodularidad, 100 nódulos/mm² y tamaño 6.

Figura 4.52 Microestructura sin ataque para el hierro con 1% Vanadio en la parte central inferior de la pieza a 100X. 70% nodularidad, 150 nódulos/mm² y tamaño 6.



Microestructuras atacadas con Nital 3

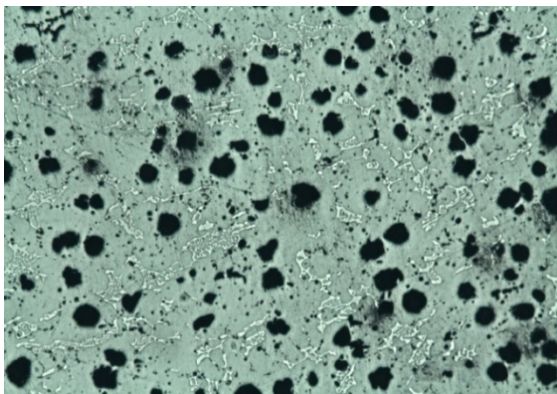
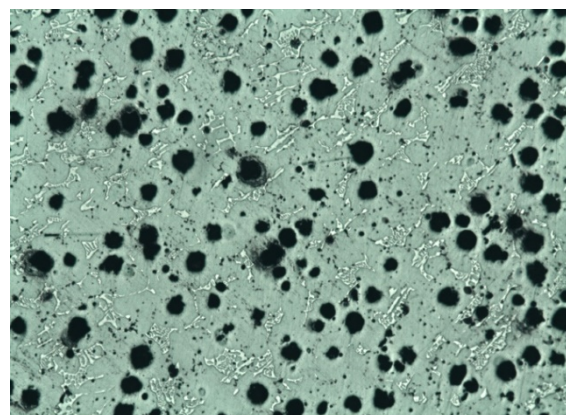


Figura 4.53 Microestructura con ataque para el hierro con 1% Vanadio en el extremo superior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica- Ferrítica con esferoides de grafito.

Figura 4.54 Microestructura con ataque para el hierro con 1% Vanadio en el extremo medio de la pieza a 100X. Matriz Perlítica- Ferrítica con esferoides de grafito.



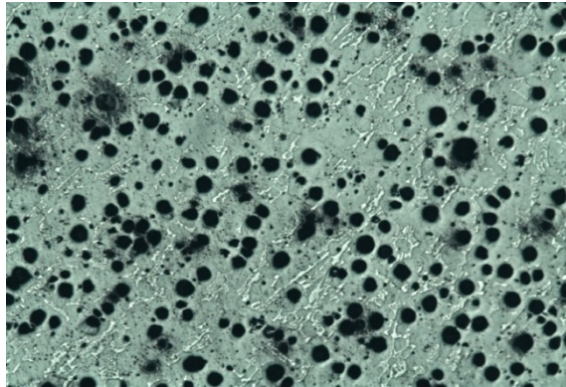


Figura 4.55 Microestructura con ataque para el hierro con 1% Vanadio en el extremo inferior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.

Figura 4.56 Microestructura con ataque para el hierro con 1% Vanadio en la parte central superior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.

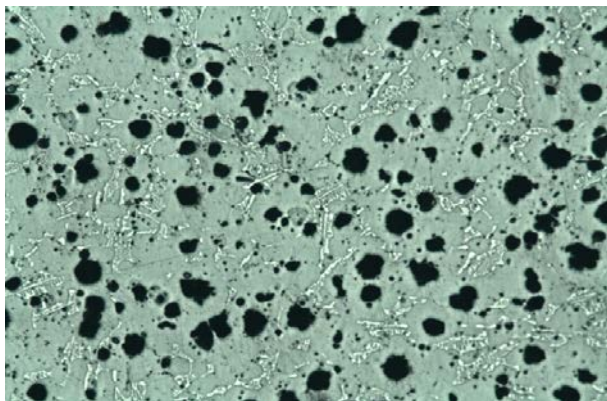
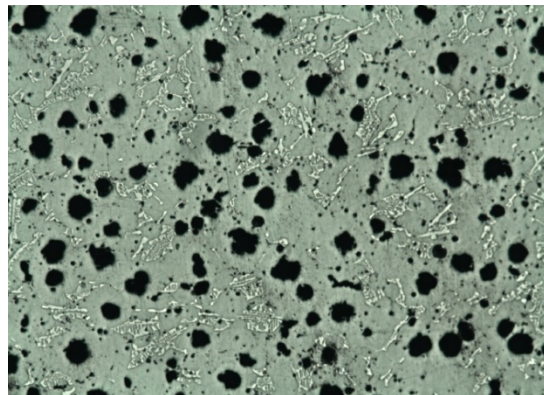
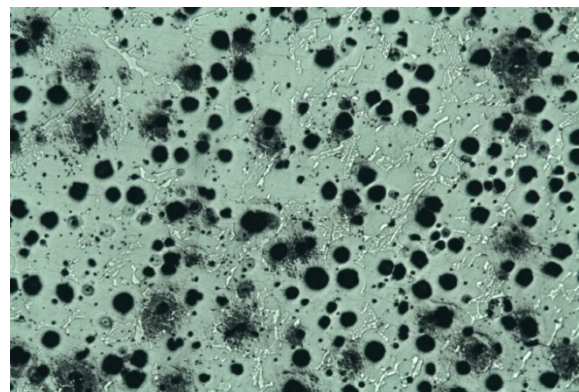


Figura 4.57 Microestructura con ataque para el hierro con 1% Vanadio en la parte central media de la pieza 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.

Figura 4.58 Microestructura con ataque para el hierro con 1% Vanadio en la parte central inferior de la pieza a 100X. Matriz Perlítica-Ferrítica con esferoides de grafito.





Microestructuras oscurecidas para evaluar el % de carburos

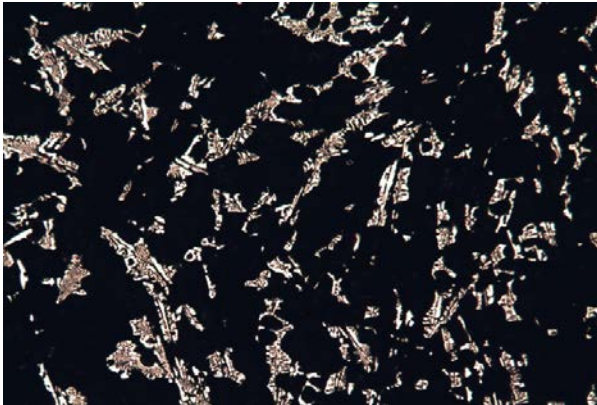


Figura 4.59 Microestructura oscurecida para el hierro con 1% Vanadio en el extremo superior de la pieza a 100X. 15% Carburos

Figura 4.60 Microestructura oscurecida para el hierro con 1% Vanadio en el extremo medio de la pieza a 100X. 17% Carburos

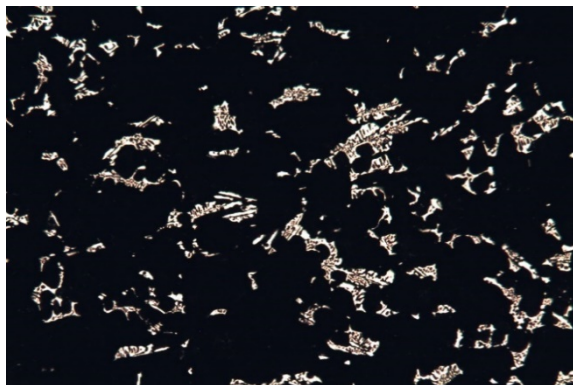
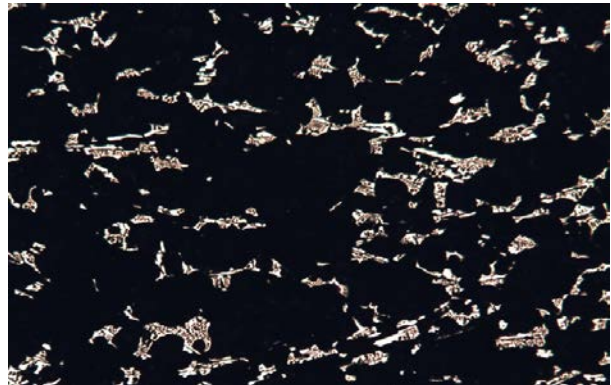
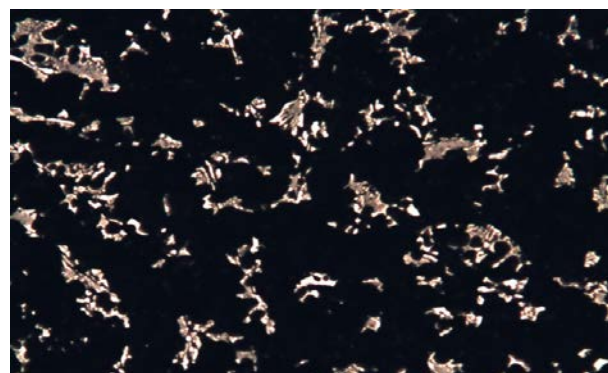


Figura 4.61 Microestructura oscurecida para el hierro con 1% Vanadio en el extremo inferior de la pieza a 100X. 20% Carburos

Figura 4.62 Microestructura oscurecida para el hierro con 1% Vanadio en la parte central superior de la pieza a 100X. 18% Carburos



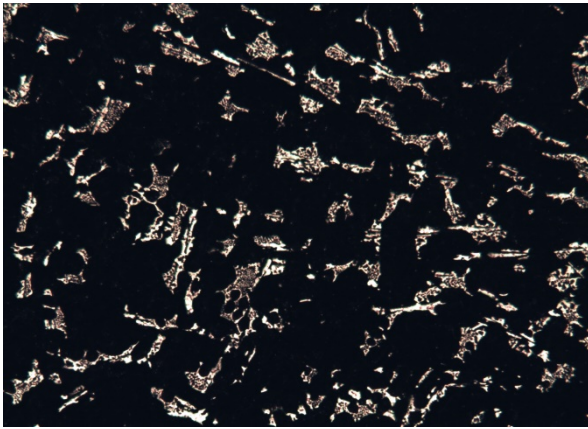
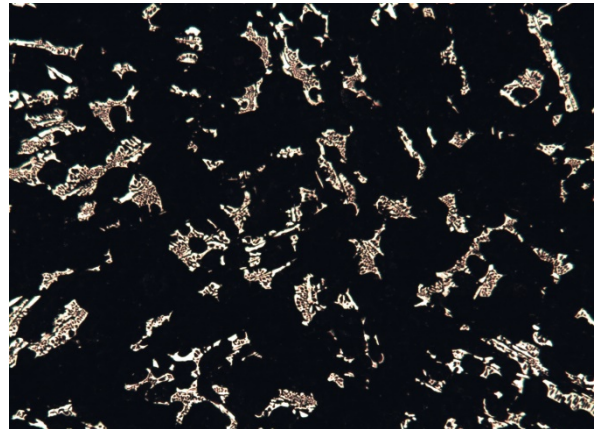


Figura 4.63 Microestructura oscurecida para el hierro con 1% Vanadio en la parte central media de la pieza 100X. 17% Carburos

Figura 4.64 Microestructura oscurecida para el hierro con 1% Vanadio en la parte central inferior de la pieza a 100X. 14% Carburos





Considerando los resultados del trabajo de Marco Medina en relación a la determinación de la temperatura eutéctica de un hierro clase 120-90-02 que fue la base, para obtener los Hierros nodulares aleados. Los resultados de este trabajo indican una temperatura eutéctica estable de 1165.32 °C y la temperatura eutéctica metaestable calculada fue de 1125.4 °C [18].

Analizando las figuras 4.1, 4.2 y 4.3 se observa que al aumentar el contenido de Vanadio la temperatura eutéctica tiene una mayor diferencia a la temperatura eutéctica del mismo hierro sin Vanadio.

En la tabla 4.4 se denotan los factores para cada elemento en la aleación que pueden modificar la temperatura eutéctica estable y la temperatura eutéctica metaestable con su respectivo porcentaje dentro de la aleación; en la tabla 4.5 observamos el resultado de la temperatura eutéctica estable calculada y la temperatura eutéctica metaestable calculada para los tres niveles de vanadio, cabe mencionar que dicha diferencia de temperaturas aumentó aproximadamente 19 grados centígrados, es decir de los 6 grados centígrados que teóricamente se encuentran separadas el rango aumentó a 25 grados centígrados en promedio.

Si se compara este resultado con la temperatura reportada en la literatura notaríamos que el Vanadio hace lo que la teoría indica, sin embargo, no sólo se añade Vanadio a la aleación, sino también otros elementos que afectan el comportamiento de las temperaturas de transformación de la aleación, además del proceso de inoculación, el cual tiene el efecto de abatir el subenfriamiento. Es por esto que se propone a la temperatura teórica registrada en las gráficas 4.1 a 4.6 como las temperaturas obtenidas previamente por Marco Medina [18].

Tomando en cuenta lo antes dicho se nota que de hecho el Vanadio disminuye el delta de temperaturas eutécticas estable y metaestable de 40 a 24 la cual es una disminución de área muy significativa, lo que podría probar la eficacia del Vanadio como agente promotor de carburos, ya que nuestra hipótesis era, que el vanadio al ser presuntamente un elemento promotor de carburos debía aumentar el subenfriamiento de la aleación y disminuir dicho delta de temperaturas y así generar más carburos, cosa que se puede apreciar al observar las figuras 4.5 y 4.6 donde se aprecia la curva de enfriamiento para 0.5% de Vanadio y 1% de Vanadio respectivamente en ambos casos se observa que existe subenfriamiento, siendo este para 1% de Vanadio de mayor tamaño, lo que nos indicaría que el Vanadio en efecto promueve el subenfriamiento y por tanto podría aumentar la cantidad de carburos formados. Sin embargo se ve que



para 0.25% de Vanadio no existe un subenfriamiento significativo, o siquiera apreciable lo que nos indica que la inoculación fue tan efectiva que el potencial formador de carburos del Vanadio no fue lo suficientemente fuerte para contrarrestar el efecto del proceso, lo cual indicaría que es prácticamente un hecho que para esta aleación no se formaran carburos.

Como tendencia para todas las aleaciones notamos que el delta de temperatura calculado si disminuye respecto al teórico, por lo que si el subenfriamiento de las composiciones de 0.5% de Vanadio y 1% de Vanadio atraviesan la temperatura eutéctica metaestable es probable que se generen carburos dentro de la aleación, también si la aleación no ha solidificado completamente antes de cruzar esta temperatura se pueden generar carburos, pero por el comportamiento general de los hierros es poco probable que esto suceda siguiendo la metodología utilizada.

Un análisis únicamente de las curvas de enfriamiento causaría muchas dudas sobre el comportamiento de la aleación y si se cumplió o no el objetivo ya que como observamos en las figuras 4.4, 4.5 y 4.6 la temperatura eutéctica estable y la temperatura eutéctica metaestable calculadas y teóricas se encuentran por encima de la temperatura eutéctica experimental, lo que nos indicaría que estamos obteniendo un hierro con un 100% de carburos y lógicamente nada de carbón grafito en forma de nódulos, cosa que se puede notar es falsa desde que se fracturó la pieza, por lo que esto nos indicaría que los datos obtenidos por el adquisidor de datos son incorrectos, sin embargo es posible que el problema con estos datos sea debido a la calibración del adquisidor de datos.

Debido a este problema con el adquisidor de datos se decidió analizar el subenfriamiento de la siguiente manera. Se graficaron los 3 niveles de vanadio en una sola gráfica (figura 4.7), esto con la intención de observar si existe algún cambio en el comportamiento de las curvas de enfriamiento respecto a los niveles de vanadio utilizados, donde se puede apreciar una clara diferencia entre las tres curvas, siendo que en la de 0.25% de vanadio, como ya se había mencionado, no existe subenfriamiento, a diferencia de los otros dos porcentajes, sin embargo en esta transposición se nota que tanto la curva de 0.25% de vanadio y 0.5% de vanadio se encuentran por encima de la curva de 1% de vanadio, esto nos indica que efectivamente el vanadio abate la temperatura eutéctica de la aleación promoviendo la formación de carburos.



La temperatura eutéctica estable y la temperatura eutéctica metaestable son diferentes para cada nivel de vanadio, por lo que aunque la curva de 0.5% de Vanadio esté cerca de la de 1% de Vanadio y cuente con un apreciable subenfriamiento, esta diferencia puede determinar la factibilidad de que la pieza de 1% de Vanadio tenga carburos y la otra no, es decir, podemos esperar que para 0.5% de vanadio exista una cantidad mínima o nula de carburos, ya que aunque existe un subenfriamiento es muy probable que no sea lo suficientemente grande para pasar la línea de transformación eutéctica metaestable.

Se debe de hacer notar que existe cierta incertidumbre respecto a el efecto que tiene el Silicio como agente inoculador, ya que, la tendencia de la curva de 0.25% de Vanadio es típica de una inoculación perfecta para obtener un hierro nodular, y en el caso de 0.5% de Vanadio no se logra cruzar la temperatura eutéctica metaestable, es por eso que suponemos que la cantidad de inoculante utilizado fue bastante alta (0.25%) para las cantidades de vanadio a trabajar si volvemos a la introducción de este trabajo notaremos la cantidad de vanadio requerida para cancelar el efecto grafitizante del silicio que como máximo va de 2 a 1, sin embargo estos datos se refieren a la cantidad de silicio aportada por el metal como elemento de aleación, no si este es agregado como inoculante, ya que tiene mayor facilidad para generar carbono grafito libre, por ende la eficiencia del vanadio como promotor de carburos disminuye, lo que explicaría la ausencia del subenfriamiento o que este sea pequeño.

Pasando a las imágenes obtenidas por microscopía óptica, las cuales se relacionaron con las curvas, se aprecia que se obtuvo en todas la piezas una matriz perlítica-ferrítica, y notamos que en promedio la densidad de nódulos es de 150 nódulos sobre milímetro cuadrado, el tamaño promedio es 6 y tenemos un promedio de 80% de nodularidad, en general los resultados son buenos para un hierro CDI, aunque tomando en cuenta que se desea fabricar un hierro CADl el tamaño de nódulo debería disminuir un poco y aumentar la densidad de nódulos sin embargo aún se encuentra en el rango.

Al analizar las imágenes oscurecidas para identificar la formación de carburos, se observa que para los niveles de 0.25% y 0.5% de Vanadio no se puede confirmar la existencia de carburos aleados o ledeburíticos, cosa que, , tiene explicación por el comportamiento que se describió de las curvas de enfriamiento y de la cantidad de inoculante utilizada en el experimento, que pudo neutralizar el efecto del vanadio como promotor de carburos, y para la muestra de 1% de vanadio se observa que es la única que presenta en su microestructura una cantidad significativa de carburos, lo cual comprueba la hipótesis descrita en el análisis de las curvas de enfriamiento.



La explicación de la obtención de estas microestructuras es primero hacer notar que, a pesar del gran porcentaje con el que se inoculó el metal aún es posible interrelacionar la microestructura obtenida con las curvas de enfriamiento que se trabajaron, por ejemplo se nota la ausencia de carburos en la pieza con 0.25% de Vanadio cosa que se explica al ver que la temperatura eutéctica de dicha aleación se encuentra 8 grados sobre la temperatura de 1% de Vanadio (intervalo muy grande tomando en cuenta que no existe un subenfriamiento en la primer curva y que la curva para el diagrama hierro-carbono con inoculación tiene un delta entre la temperatura eutéctica estable y la temperatura eutéctica metaestable calculada de 25°C), y a su vez se puede explicar la falta de carburos en la pieza con el nivel de 0.5% de Vanadio porque, a pesar de estar muy cercana a la de 1% de Vanadio, la temperatura eutéctica estable y la temperatura eutéctica metaestable de ambas aleaciones son diferentes, por lo que incluso si la temperatura eutéctica de ambos estuviera en el mismo punto son estas las que determinan si se forman o no carburos ya que una curva puede estar debajo de su temperatura eutéctica metaestable mientras que la otra se encuentra en medio de estas promoviendo la generación de carbono grafito en forma de nódulos.



Capítulo VI. Conclusiones



- El Vanadio promueve la formación de carburos, basados en los análisis microestructurales.
- El vanadio disminuye el gradiente de temperaturas (ΔT) entre la temperatura de transformación eutéctica estable y la temperatura de transformación eutéctica metaestable del diagrama de fases Fe-Grafito y el de Fe-Fe₃C respectivamente.
- El Vanadio aumenta el subenfriamiento de la aleación en relación a la temperatura eutéctica metaestable.
- Niveles de 0.25 y 0.5%V no promovieron la formación de carburos masivos debido al nivel de inoculación.
- Se recomienda hacer estudios sobre el efecto que tiene el nivel de la inoculación sobre el potencial formador de carburos del Vanadio, para así determinar la cantidad de inoculante apropiada para fabricar hierros CDI.



Capítulo VII. Bibliografía



- [1] García H. J. A., Atlatenco C., González C., Huerta A., Amaro A., *“Respuesta al Tratamiento de Austemperizado (ADI) de un Hierro Nodular con diferentes Matrices”*, Moldeo y Fundición, No. 175, pp. 12-6, ISSN 0188-9117, México, Febrero 2007.
- [2] Angus, Harold T., *“Cast iron: physical and engineering properties”*, Butterworth & Co. pp.51-180, 300-308. Inglaterra, 1984.
- [3] Apraiz B. J. *“Fundiciones”*, 3a edición, editorial Dossat S. A., Madrid, España, pp. 12,13, 143-164, 1977.
- [4] Apraiz B. J., *“Tratamientos Térmicos de los Aceros”*, 10a Edición, editorial Dossat S.A., España pp. 107-124, 2002.
- [5] Walton C. F y Opar T. J., *“Iron Casting Handbook covering data on Grey, Malleable and Ductile Iron”*, Iron Casting Society Inc, New York, USA, pp. 378-401, 1981.
- [6] Giacomini, R. Boeri y J. Sikora *“Disolución de Carburos en piezas de Fundición”*, Jornadas SAM CONAMET, Argentina, pp. 165-172, Septiembre de 2001.
- [7] Kovacs B. V., *“The effects of Alloying Elements and their Segregation in ADI”*, World Conference on Austempered Ductile Iron, Vol. I, Bloomingdale, Illinois, USA, pp. 241-270, 1991.
- [8] American Foundrymen’s Society (AFS), Inc. *“Foundrymen’s guide to ductile iron microstructures”* Des Plaines, Illinois, USA, pp. 1-19, 14-16, 18-21, 24-26, 28-31, 36-39, 41-48, 1984.
- [9] William F. Smith *“Fundamentos de la ciencia e ingeniería de los materiales”*, editorial Mc Graw Hill, 4ta edición, México, pp. 363-366, 430-458, 2006.
- [10] Acosta M., Martínez M., *“El tratamiento de los Hierros Nodulares en el Mejoramiento de los Materiales en la Industria Automotriz”*, publicación Técnica No. 148 del Instituto Mexicano del Transporte, México, pp. 1-57, 2000.
- [11] Catalán Calderón Jonathan, *“Fabricación de un Hierro Nodular con Fracción controlada de Carburos”*, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química UNAM, México, 2010.
- [12] R. Jenkins Lyle and R. D. Forrest, *“Propierties and Selection: Irons, Steel, and High-Perfomance Alloys”*, Metals Handbook, Vol. 1, ASM International, Tenth Edition, USA, 1990.



[13] R. A. Prado, *“Contribución al Estudio del Proceso de Austemperizado en Hierros Nodulares Aleados al Cu-Mo y Ni-Mo”*, Tesis de Maestría, Instituto Tecnológico de Saltillo, Saltillo, Coah., México, 1995, pp. 1-14.

[14] Laino S., Dommarco R., Sikora J., *“Desarrollo de Fundiciones Nodulares Austemperadas con Carburos (CADI)”*, Congreso de CONAMET/ SAM La Serena, Chile, 2004.

[15] Caldera Martín, Rivera Graciela L., Boeri Roberto E. y Sikora Jorge. *“Características y disolución de carburos en fundiciones esferoidales aleadas de espesores variables”*, División Metalurgia INTEMA- Univ. Nacional de Mar de Plata- CONICET, Argentina. 2004

[16] Keough, J.R. and Hayrynen, K.L., *“Carbide Austempered Ductile Iron (CADI)”*, Ductile Iron News, Issue 3, Ohio USA, 2000.

[17] M. Sheikholeslami, S.M.A Boutorabi, *“A research on the calculation of graphitization ability of gray cast irons”*, Iranian journal of materials science & engineering vol9, number 4, Tehran Iran, 2012.

[18] Medina Quintana, Marco Antonio., *“Proyecto análisis térmico de hierros nodulares clase 120-90-02 inoculados y sin inocular”*, 2014.

19. Bockus S., G. Zaldarys. *“Evaluation of Producing Technique Factors Affecting the Matrix Microstructure of As-Cast Ductile Iron Castings”*, Kaunas, Lithuania pp. 9-12. 2011.

20 Goodrich G.M., Jones D.P. *“Factors Affecting Ductile Iron Nodule Count: A Literature Review”*, AFS Transactions. pp. 1031-1037. 1993.

21 Labracque C., Cabanne P.M. *“Low Temperature Impact Strength of Heavy Section Ductile Iron Castings: Effects of Microstructure and Chemical Composition”*, China Foundry. Vol. 8. No. 1. pp. 66-73. 2011.

22 American Foundrymen’s Society (AFS), Inc. *“Ductile Iron Handbook”*, Des Plaines, Illinois, USA pp. 21, 210, 211 - 214, 1993.

23 American Society Metallurgical (ASM), *“Casting”*, Vol. 15, Formerly Ninth Edition, Metals Handbook, Editorial ASM Internacional, Materials park, Ohio, pp. 1420 - 1454, 1992.



Capítulo VII. Bibliografía



24 Arias M. J., Hirschvogel J., *“Influencia del Silicio en la Temperatura de Transformación Eutectoide”*, El Fundidor, de la Cámara de Industriales Fundidores de la República Argentina, No. 126, pp. 36 – 50, Noviembre Diciembre 2008.

25 Laino S., Dommarco R., Sikora J., *“Fundición Nodular Austemperadas con Carburos (CADI)”*, El Fundidor, de la Cámara de Industriales Fundidores de la República Argentina, No. 123, pp. 4-16, 2007.

26 Arano G., García J., Basso D., Ruiz G., *“Fabricación de una pieza prototipo de hierro CADI”*, Memorias del XVIII congreso internacional anual de la SOMIM, Guanajuato México, 2012.