



Universidad Nacional Autónoma de México

Facultad de Química
Departamento de Ingeniería Metalúrgica

“Análisis térmico de un hierro nodular aleado con
Cr, Ni y Mo para aplicaciones de desgaste”

T E S I S

Para obtener el título de:
Ingeniero Químico Metalúrgico

Presenta:
Tulio Cesar Haro Márquez



Ciudad Universitaria, Cd.Mx.

2018



Universidad Nacional
Autónoma de México



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: M. en M. Eusebio Candido Atlatenco Tlapanco

Vocal: Dr. José Alejandro García Hinojosa

Secretario: M. en M. Arturo Alejandro Sánchez Santiago

1er. Suplente Dr. Adrián Manuel Amaro Villeda

2do. Suplente: M. en I. Agustín Gerardo Ruiz Tamayo

Sitio donde se desarrolló el tema:

FYMSSSA, Orizaba Ver.

Facultad de Química UNAM, Edificio "D" Departamento de Ingeniería Metalúrgica,
Laboratorio de Fundición.

Asesor de Tema: Dr. José Alejandro García Hinojosa _____

Supervisor Técnico: M en I. Agustín Gerardo Ruiz Tamayo _____

Sustentante: Tulio Cesar Haro Márquez _____

Contenido

Resumen:	1
Hipótesis	2
Objetivos	2
1. Antecedentes	3
2. Fundamentos Teóricos	5
2.1. Hierro gris.....	5
2.2. Hierro vermicular	6
2.3. Hierro blanco	7
2.4. Hierro nodular o hierro dúctil	7
2.5. Carbono equivalente	10
2.6. Método de fabricación del hierro nodular	10
2.6.1. Tratamiento de nodularización.....	11
2.6.2. Métodos de nodularización	12
2.6.3. Tratamiento de Inoculación.....	15
2.6.4. Métodos de inoculación.....	16
2.7. Hierros blancos aleados.....	18
2.8. Efectos de los elementos aleantes y de aleación en el hierro nodular.	18
2.9. Influencia de los elementos en la temperatura eutéctica estable (TEE) y metaestable (TEM).....	23
2.10. Ecuaciones termodinámicas para la determinación de las temperaturas eutécticas estables y metaestables con la influencia de los elementos de aleantes.	25
2.11. Formación de carburos, factor cinético y termodinámico.....	26
2.12. Análisis térmico y velocidad de enfriamiento.	27
2.13. Zona chill o de blanqueado.....	29
2.14. Resistencia al desgaste.	30
2.15. Norma ASTM G99.....	31
2.16. Desgaste Adhesivo	32
3. Procedimiento experimental	33
3.1. Elaboración de Moldes de Silicato - CO ₂	34

3.2.	Elaboración de termopares tipo K	35
3.3.	Instrumentación de moldes	37
3.4.	Fusión del hierro nodular.....	38
3.4.1.	Fabricación del hierro nodular aleado.....	40
3.5.	Análisis térmico	41
3.6.	Obtención de muestras, preparación metalográfica y caracterización metalográfica.....	42
3.6.1.	Obtención de muestras y preparación metalográfica.....	42
3.6.2.	Caracterización metalográfica	43
3.6.3.	Porcentaje de carburos.....	44
3.6.4.	Nodularidad, densidad de nódulos, tipo de nódulo y tamaño de nódulo	46
3.7.	Ensayo de dureza Brinell	47
3.8.	Ensayo de resistencia al desgaste	48
4.	Resultados y Análisis.....	51
4.1.	Composición química	51
4.2.	Caracterización microestructural:.....	51
4.2.1.	Carburos aleados y ledeburíticos.....	51
4.2.2.	Grafito:.....	53
4.2.3.	Matriz:.....	56
4.3.	Análisis Térmico	60
4.4.	Resistencia al desgaste	65
5.	Conclusiones	68
6.	Referencias:	69
7.	Anexos:.....	73
7.1.	Anexo 1 Balance de carga:	73
7.2.	Anexo 2 Patrones ASTM A247.....	78

Listado de Figuras:

Figura 2.1 Morfología del grafito precipitado en un hierro vermicular	6
Figura 2.2 Microestructuras de diferentes hierros colados. A) Hierro gris, B) Hierro maleable, C) Hierro blanco y D) Hierro nodular	8
Figura 2.3 Grafico que muestra el % de magnesio residual necesario para la formación de un hierro vermicular y nodular ^[1]	12
Figura 2.4 Esquema del método de olla abierta.	12
Figura 2.5 Esquema del método Sándwich.	13
Figura 2.6 Esquema del método Tundish.	14
Figura 2.7 Efecto en las propiedades mecánicas y microestructura mediante el tratamiento de inoculación.	15
Figura 2.8 Esquema del método de la inoculación temprana o inicial.	16
Figura 2.9 Esquema de la post-inoculación. El tamaño de las partículas del inoculante debe ser más pequeño en comparación a las partículas usadas en la inoculación temprana.	17
Figura 2.10 Esquema de la inoculación en molde.	18
Figura 2.11 Tendencia de algunos elementos a la formación de carburos (Antigrafitizantes o blanqueadores) o la formación de grafito (grafitizantes)	19
Figura 2.12 Influencia de algunos elementos sobre la temperatura eutéctica estable y metaestable. a) Fuertes grafitizantes, b) Débiles grafitizantes, c) Fuertes formadores de carburos y d) Débiles formadores de carburos.	24
Figura 2.13 Influencia del %Cr, %Si y %V en las temperaturas eutécticas.	24
Figura 2.14 Influencia del contenido de Si en el diagrama Fe-C. a) 2.4% Si, b) 4.8% Si y c) 6.0% Si.	28
Figura 2.15 La curva de la izquierda muestra una curva típica de un hierro atruchado. Mientras que la curva de la derecha muestra una curva donde habrá presencia de carburos en la pieza final. T_{AL} = temperatura liquidus, T_{EG} = Temperatura Eutéctica estable y T_{EM} = Temperatura Eutéctica metaestable	29
Figura 2.16 Esquema general de la prueba de resistencia al desgaste.	31
Figura 2.17 Mecanismo del desgaste adhesivo.	32
Figura 3.1 Diagrama de flujo de la parte experimental.	33

Figura 3.2 Esquema general del desarme del conector para el anclaje de los alambres de Ni-Al y Ni-Cr.....	35
Figura 3.3 El gancho en el alambre facilitara el anclaje de estos en los tornillos	36
Figura 3.4 a) Muestra cómo deben verse los termopares después de colocar los bifilares y haber soldado la punta de estos. b) Sección aproximada que debe dejarse libre para entrelazar cortar y soldar.	36
Figura 3.5 Termopar acoplado al molde de silicato – CO ₂	37
Figura 3.6 a) Molde colapsado debido a la falta de mezcla autofraguante. b) Bote acondicionado de forma correcta el molde no colapso durante la prueba.....	37
Figura 3.7 Adquisidor de datos utilizado en las pruebas.	38
Figura 3.8 Molde de la pieza prototipo de FYMSSSA. Molde metálico.....	39
Figura 3.9 Dimensiones y secuencia de toma de muestras para la preparación metalográfica. a) Probeta recién extraída del molde de silicato – CO ₂ , b) Probeta cortada de forma horizontal y c) Muestra final donde se realizó la metalografía. ...	42
Figura 3.10 Esquema de la pieza prototipo fabricada en FYMSSSA y sección de donde se tomó la muestra (círculo).	43
Figura 3.11 Imagen de la rejilla para calibrar el software image J. Imagen 100X.	44
Figura 3.12 Microestructura con ataque, empleando el reactivo obscurecedor...	44
Figura 3.13 a) Delimitación de los carburos mediante el filtro. b) imagen binaria.	45
Figura 3.14 Microconstituyentes a las que el software les determino el área.....	46
Figura 3.15 Comparación de una microestructura con un patrón de la norma ASTM A247. Esferoides negros, grafito, fondo “blanco” matriz sin ataque.....	46
Figura 3.16 Durómetro Brinell utilizado para determinar la dureza.....	47
Figura 3.17 a) Medición de la huella dejada por el indentador, valor medido 1.35mm. b) Identaciones en la muestra.	48
Figura 3.18 Longitud inicial de la probeta ensayad a. 2.75cm de longitud.....	49
Figura 3.19 Equipo utilizado para realizar la prueba de desgaste	50
Figura 4.1 Imagen de la microestructura luego de ser atacada con el reactivo obscurecedor (HNO ₃ 10mL + HF 4mL). Imagen tomada a 100x.	52

Figura 4.2 Imágenes sin ataque del hierro nodular aleado. Ambas tomadas a 100x para la caracterización del grafito.	53
Figura 4.3 Decaimiento de la nodularidad conforme al tiempo transcurrido después del tratamiento de nodularización.	54
Figura 4.4 Carburo de cromo “consumiendo” un nódulo de grafito.	56
Figura 4.5 Imagen de la matriz tomada a 100X. Ataque realizado con nital 2.....	57
Figura 4.6 Imagen de la matriz tomada a 200X. Ataque realizado con nital 2.....	58
Figura 4.7 Curva de enfriamiento experimental del hierro nodular 100-70-03 aleado.....	61
Figura 4.8 Temperatura eutéctica estable y metaestable, calculadas y al equilibrio, trazadas sobre la curva experimental	63
Figura 4.9 Formación de carburos aleados.	64
Figura 4.10 Comparación entre la pérdida de peso a lo largo del tiempo del hierro nodular aleado y el convencional.	66
Figura 7.1 Patrón ASTM A247 densidad de nódulos.....	78
Figura 7.2 Patrón ASTM A247 tipo de grafito	79
Figura 7.3 Patrón ASTM A247 % nodularidad	80
Figura 7.4 Patrón ASTM A247 tamaño de nódulo	81

Listado de Tablas:

Tabla 2.1 Clasificación de las fundiciones grises según la norma ASTM A48-41 ...	5
Tabla 2.2 Clases de hierros nodulares, propiedades, matriz y aplicaciones en la industria.....	9
Tabla 2.3 Efecto de algunos elementos aleantes en la estructura del grafito, matriz y carburos.....	20
Tabla 2.4 Efecto de algunos elementos aleantes y de aleación sobre el punto eutéctico, eutectoide y la temperatura eutectoide.	25
Tabla 2.5 Valores de coeficientes de partición de algunos elementos aleantes y de aleación para el sistema Fe-C estable y metaestable.	26
Tabla 3.1 Composición química del hierro nodular 100-70-03 aleado fabricado así como los rendimientos de cada elemento.	38
Tabla 3.2 Composición química de las materias primas y de ajuste para la fabricación del hierro nodular aleado.	39
Tabla 3.3 Resumen del balance de carga. Cantidad en Kg de materias primas y de ajuste, así como el aporte de cada materia prima en la cantidad de cada elemento.	41
Tabla 3.4 Condiciones a las cuales se realizó el ensayo de desgaste.	49
Tabla 4.1 Composición química teórica y experimental del hierro nodular 100-70-03 aleado.....	51
Tabla 4.2 Caracterización del grafito precipitado.	53
Tabla 4.3 Valores de dureza Brinell obtenidos al ensayar la probeta de análisis térmico.....	57
Tabla 4.4 Comparación de la matriz obtenida en el sistema de colada de la pieza real y la obtenida en la probeta de análisis térmico.....	59
Tabla 4.5 Temperaturas eutéctica estable y metaestable calculadas y al equilibrio.	62
Tabla 4.6 Variación de las masas con respecto al tiempo, hierro nodular aleado	65
Tabla 4.7 Variación de las masas con respecto al tiempo, hierro nodular convencional.	65

Tabla 4.8 Hierro nodular bajo estudio y aleaciones comerciales resistentes al desgaste.....	67
Tabla 7.1 Resumen del balance de carga. Cantidad en Kg de materias primas y de ajuste, así como el aporte de cada materia prima en la cantidad de cada elemento	77

Resumen:

El hierro nodular perlítico clase 100-70-03 posee las máximas propiedades mecánicas en condiciones de colada, resistencia a la tensión y a la cedencia, con un bajo % de elongación, asociado a la matriz. Esto hace que esa clase sea una buena elección para aplicaciones de componentes de máquinas que exijan resistencia al desgaste y altas resistencias mecánicas como rodillos, engranes, etc.

Actualmente la industria minera, automotriz, acerera, etc. solicita piezas con una resistencia al desgaste muy elevada de tal modo que las propiedades mecánicas de un hierro nodular 100-70-03 convencional no son suficientes. Para que este material amplíe su campo de aplicación es necesario mejorarlo, ya sea con un tratamiento térmico o adicionando elementos aleantes para promover la formación de microconstituyentes y/o fases que eleven su dureza.

En el presente trabajo se estudia el efecto del Cr, Ni y Mo en un hierro nodular 100-70-03 sobre los parámetros de solidificación eutéctica comparados con el hierro convencional 100-70-03, apoyados con análisis térmico para explicar la formación de carburos.

Las muestras obtenidas fueron caracterizadas por metalografía óptica, realizando estudios para identificar y cuantificar los carburos formados y relacionarlos con la dureza del material y los parámetros térmicos. Adicionalmente se evaluó la dureza Brinell del hierro bajo estudio.

Finalmente se realizó una prueba de desgaste (ASTM G99, Pin-on-disk) para evaluar la resistencia al desgaste del material fabricado.

Hipótesis

1. El hierro nodular aleado con Cr, Ni y Mo presentará una mejor resistencia al desgaste en comparación al hierro nodular convencional.
2. El hierro nodular aleado con Cr, Ni y Mo presentará carburos en la microestructura.

Objetivos

1. Caracterizar microestructuralmente un hierro nodular 100-70-03 aleado con Cr, Ni y Mo.
2. Evaluar el efecto del Cr, Ni y Mo en la microestructura del hierro nodular y en la resistencia al desgaste.
3. Comparar el desgaste entre un hierro nodular 100-70-03 convencional y otro aleado con Cr, Ni y Mo.
4. Analizar la curva de enfriamiento y relacionarla con los carburos formados.

1. Antecedentes ^[1, 2]

El hierro dúctil, también conocido como hierro nodular, fundición con grafito esferoidal simplemente fundición nodular, fue desarrollado por primera vez, por H. Morrogh en la British Cast Iron Research Association de Inglaterra, en julio de 1946. En el año 1948, Morrogh y Williams dieron a conocer sus trabajos sobre la obtención de fundición con grafito esferoidal que fabricaban directamente en bruto de fusión sin necesidad de tratamiento térmico posterior. La principal característica del proceso consistía en añadir ciertas cantidades de cerio a la fundición cuando se encontraba en estado líquido, (siendo este proceso patentando por la “Mond Nickel Company” en Europa) si después del cerio se añade, además, al baño del metal líquido una aleación grafitizante como el ferro-silicio o el silicio-calcio, la proporción de carbono que aparece en forma esferoidal o de nódulo aumenta y se llega incluso a evitar totalmente la aparición de grafito laminar. De esta forma se obtienen resistencias de 450MPa a 540MPa en barras de 30mm de diámetro.

Las investigaciones de Gaguerin, Mills y Pilliny en 1949, condujeron a la fabricación de hierro con grafito esferoidal por medio de una adición de magnesio. Durante la segunda guerra mundial, debido a la escasez del elemento cromo, la International Nickel Company, intentó sustituirlo por el magnesio como elemento estabilizador de los carburos en los Ni-Hard, pero debido a la gran violencia de su reacción al intentar incorporarlo al líquido, este proceso tampoco prosperó. Con el objetivo de poder añadirlo, después de haber efectuado varios desarrollos, se logró determinar que estas reacciones violentas desaparecían por completo si el magnesio era introducido disuelto en níquel, permitiendo así ser incorporado al líquido sin el menor inconveniente, y generando un método seguro para la producción directa de nódulos de grafito. Posteriormente este proceso fue patentando por la “International Nickel Company” en Estados Unidos. En esta patente se señala que debe quedar por lo menos 0.04% de magnesio en la fundición para conseguir que todo el grafito sea esferoidal, y para obtener a la vez la mejor combinación de características mecánicas, llegándose así a alcanzar directamente en bruto de colada unos 690MPa de resistencia a la tracción y 3% de alargamiento.

El proceso de fabricación elaborado por Morrogh y Williams se ha ido abandonando casi por completo, porque exigía ciertas condiciones de composición química muy precisas, que eran difíciles de cumplir.

Para obtener con adición de cerio buenos resultados es necesario:

- I. Deben emplearse fundiciones hipereutécticas.
- II. Conviene utilizar contenidos de silicio superiores a 2.37%.
- III. El porcentaje de azufre debe ser muy bajo y después del tratamiento debe quedar inferior a 0.020%
- IV. El contenido de fósforo no debe exceder de 0.15% siendo preferible que permanezca inferior a 0.10%

2. Fundamentos Teóricos

2.1. Hierro gris [3, 4, 5]

Se llama así por el aspecto de su fractura, que es de color gris. La mayor parte del contenido de carbono en el hierro gris precipita en forma de hojuelas, las cuales dan al hierro su color y sus propiedades deseables.

Las propiedades mecánicas y el desempeño en servicio del hierro gris están fuertemente influenciados por sus características microestructurales, tales como la morfología, cantidad, tamaño y la distribución de las hojuelas de grafito, y del tipo de matriz, de las diferentes inclusiones y carburos presentes, las cuales, a su vez, dependen fundamentalmente de la composición química, del tratamiento del metal fundido y de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación.

El grafito presente en la estructura hace que las fundiciones grises tengan alta maquinabilidad, buena resistencia al desgaste, sean autolubrificantes y a la vez amortigua las vibraciones. Además, se obtiene una buena conductividad térmica y buena resistencia a temperaturas altas. Las hojuelas de grafito interrumpen la matriz provocando concentración de tensiones en las puntas de las mismas, lo que disminuye la resistencia a la tracción y la ductilidad. La tabla 2.1 muestra la clasificación de los hierros grises y algunas de sus propiedades

Tabla 2.1 Clasificación de las fundiciones grises según la norma ASTM A48-41

Clase	Resistencia a la tracción (Psi)	Dureza Brinell (Kg/mm ²)	Estructura
20	24000	130 – 180	Ferrita – Perlita
30	34000	170 – 210	Ferrita – Perlita
40	44000	210 – 260	Perlita
50	54000	240 – 280	Perlita
60	64000	260 – 300	Bainita

2.2. Hierro vermicular ^[6]

También conocido como “hierro de grafito compacto” (Compacted Graphite Iron, CGI por sus siglas en ingles), Presenta en su microestructura el grafito precipitado en forma de partículas alargadas, con orientaciones aleatorias e interconectadas (formación de estructura de coral) la Figura 2.1 muestra la morfología típica del grafito en el hierro vermicular.

La interconexión que forman los vermículos es similar a la fundición gris, sin embargo poseen un grafito más burdo o grueso, pero sin llegar a alcanzar el esferoide de las fundiciones dúctiles. Debido a ellos las propiedades del hierro vermicular son, en general, mayores que las propiedades del hierro gris, pero inferiores que las del hierro dúctil.

El hierro vermicular es distinguible por su excelente conductividad térmica y resistencia mecánica, propiedades que en conjunto confieren al material resistencia a la fatiga térmica, razón que permite el empleo del material en piezas sometidas a trabajo de ciclado térmico.

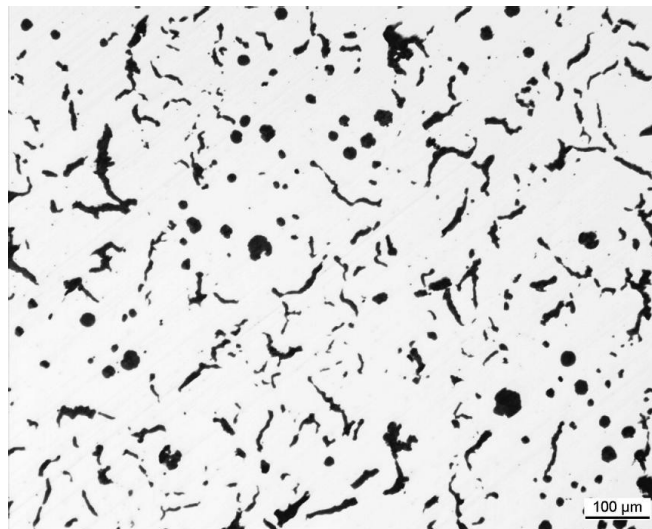


Figura 2.1 Morfología del grafito precipitado en un hierro vermicular

2.3. Hierro blanco [7]

Se les da este nombre por la apariencia que tiene el material al fracturarse. Se forma al enfriar rápidamente el metal líquido desde el estado líquido (velocidad de solidificación y enfriamiento del sólido muy rápida), siguiendo el diagrama metaestable. A los 1148 °C el líquido alcanza la temperatura eutéctica metaestable y se solidifica como un eutéctico de austenita y cementita llamado ledeburita siendo estable hasta 723°C, cuando la solidificación termina, la austenita se transforma en perlita, a la estructura de cementita + perlita se le conoce como pseudo-ledeburita o ledeburita transformada.

Aunque la principal propiedad de los hierros blancos es su gran dureza y resistencia al desgaste, estas propiedades pueden mejorarse significativamente aleándolas convenientemente, de tal manera que la principal característica de la familia de los hierros blancos aleadas es la obtención de productos con una extraordinaria resistencia a la abrasión, que se utilizarán en la construcción de elementos de molienda y trituración de minerales, etc. Todas estas fundiciones tienen cromo con el doble propósito de evitar la formación de grafito y de formar unos carburos de gran dureza.

2.4. Hierro nodular o hierro dúctil [4, 5, 8]

El hierro nodular es una fundición ferrosa donde el grafito en lugar de precipitar en forma de hojuelas (hierro gris) lo hace en forma de esferoides. Los elementos que permiten esta modificación de la microestructura son Magnesio, Cerio y Tierras Raras, lo cuales se adicionan a la aleación en estado líquido.

El hierro nodular presenta un amplio rango de propiedades debido a las características microestructurales, principalmente el grafito que se presenta en forma de esferoides. Al presentarse en esta forma se evita el principal problema del hierro gris: la fragilidad debida a la puntas en la hojuela de grafito. Las puntas de la hojuela actúan como concentradores de esfuerzos para que las fracturas se propaguen, hecho que no sucede con los esferoides de grafito. De este modo la

continuidad de la matriz se interrumpe mucho menos que cuando el grafito se encuentra en forma laminar u de hojuelas, provocando una resistencia a la tracción, ductilidad y tenacidad mayores. No puede ser tan dura como la fundición blanca, salvo que la sometan a un tratamiento térmico, superficial o especial. La Figura 2.2 muestra las microestructuras de diferentes hierros colados.

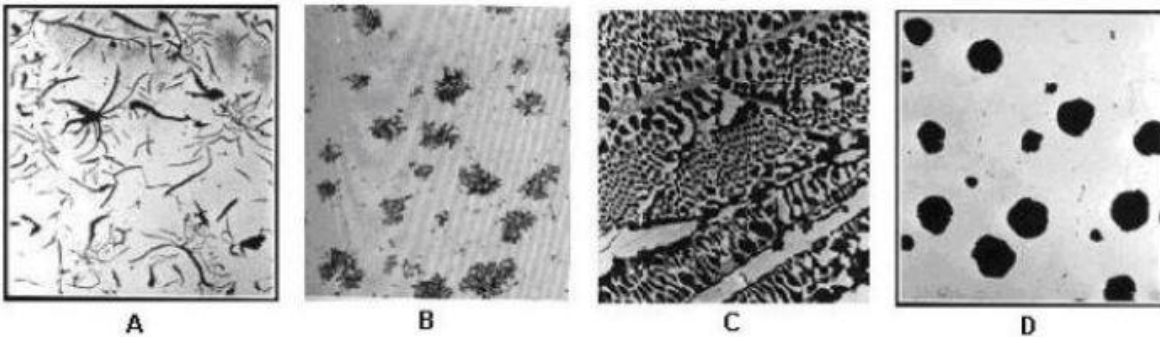


Figura 2.2 Microestructuras de diferentes hierros colados. A) Hierro gris, B) Hierro maleable, C) Hierro blanco y D) Hierro nodular

El hierro nodular se diferencia del hierro maleable en que normalmente se obtiene directamente en bruto de colada sin necesidad de tratamiento térmico posterior.

La microestructura de la matriz que rodea a los nódulos de grafito varía en función de la composición química, la velocidad de solidificación y tratamientos térmicos aplicados. Por su tipo de matriz, los hierros dúctiles se clasifican generalmente:

- Ferríticos ($Mn < 0.15\%$)
- Perlíticos ($0.5\% < Mn < 0.8\%$)
- Ferríticos-Perlíticos o Perlíticos-Ferríticos ($0.15\% < Mn < 0.5\%$, depende del % de fase y microconstituyente)

Los hierros nodulares tienen un apreciable aumento de la resistencia a la tracción (420 MPa) respecto a los hierros grises (180 a 200 MPa); también la capacidad de alargamiento que rebasa ampliamente el 5%. También sigue conservando las excelentes propiedades de resistencia a la corrosión de los hierros colados, se comporta desde un punto de vista mecánico, prácticamente como el acero.

En resumen, aún teniendo el mismo o similar contenido de carbono que el hierro gris, el hierro dúctil añade dos características importantes:

- Incremento de la resistencia a la tracción.
- Ductilidad (% elongación)

En este material se pueden citar piezas que requieran resistencia al desgaste y de alto esfuerzo. En la tabla 2.2 se muestran las diferentes clases de hierros nodulares además de algunas de sus propiedades y aplicaciones.

Tabla 2.2 Clases de hierros nodulares, propiedades, matriz y aplicaciones en la industria

Clase	Esfuerzo máximo de tensión, Psi	Esfuerzo de Fluencia, Psi	% Elongación	Dureza Brinell	Matriz típica	Aplicaciones
60-40-18	60 000	40 000	18	137 - 160	Completamente Ferrítica	Válvulas y bombas.
65-45-12	65 000	45 000	12	149 - 229	Ferrítica	Componentes sujetos a cargas de fatiga.
80-55-06	80 000	55 000	6	179 - 255	Ferrítica y Perlítica	Cigüeñales, engranes y rodillos.
100-70-03	100 000	70 000	3	229 - 302	Completamente Perlítica	Engranes de alta resistencia
120-90-02	120 000	90 000	2	250 - 350*	Martensita revenida	Piñones, engranes y rodillos.

El hierro con grafito esferoidal o nodular posee muy buenas propiedades mecánicas que le permiten competir con los aceros de alta resistencia. Este material ha experimentado un gran crecimiento en su aplicación durante las últimas décadas. En la actualidad, uno de los principales objetivos de la industria de la fundición férrea es la ampliación de la producción; debido a ello existe un gran interés en ingresar al mercado de piezas livianas. La industria automotriz incorpora crecientemente piezas livianas, procurando disminuir el peso final de los automotores y su consumo de combustible. Tradicionalmente, las partes livianas se construyen empleando aleaciones de aluminio o materiales compuestos de matriz polimérica. El hierro esferoidal no es habitualmente considerado como material liviano. Sin embargo, los grados de mayor resistencia pueden alcanzar relaciones esfuerzo de fluencia/densidad, próximas a las de las aleaciones de aluminio comúnmente empleadas

2.5. Carbono equivalente ^[9]

En el análisis de las fundiciones se suele utilizar el concepto de carbono equivalente (CE). Este parámetro se emplea en todos los tipos de hierros para establecer la relación al punto eutéctico en el diagrama Fe-Fe₃C. El carbono equivalente se calcula a partir del contenido en carbono de la fundición modificado por el contenido en silicio y fósforo del modo siguiente: $CE = \%C + \%Si/3 + \%P/3$. ^[8]

Es una representación cuantitativa del efecto del silicio y el fósforo, ya que estos actúan de manera singular y de cierta manera, reemplazan los efectos del carbono, esta sustitución, permite citar un hierro colado sobre el diagrama binario hierro-carbono y evitar el uso de diagramas ternarios complejos, de manera que sea posible conocer las temperaturas de inicio y fin de solidificación.

2.6. Método de fabricación del hierro nodular ^[8]

Su fabricación se logra a partir de una materia prima similar a la que se utiliza para fabricar un hierro gris con la condición de que los contenidos de C y Si deben ser superiores a los de un hierro gris para obtener valores de carbono equivalente y/o ligeramente mayores a 4.3%. Los contenidos de carbono son de 3.2 – 3.8% y silicio 2.0 – 2.8%, con cantidades máximas permisibles de fósforo (<0.08%) y azufre (<0.03%).

La selección de la composición química depende del tamaño de la pieza y de las propiedades que se le han de exigir, así como el proceso de fusión empleado y de si posteriormente han de ser sometidas a tratamientos térmicos.

La producción de hierro nodular requiere un estrecho control metalúrgico. Algunos de los factores que deben tenerse en cuenta figura la composición química de las materias primas, temperatura de colada y la ausencia de determinados elementos que, aun en concentraciones bajas, presentan un marcado efecto inhibitor sobre la formación del grafito nodular. Estos elementos, tales como el titanio, bismuto, arsénico y plomo, impiden la formación de los esferoides, incluso en la presencia de suficiente magnesio. El proceso de manufactura también es un factor importante, ya este, está estrechamente ligado con las velocidades de solidificación y enfriamiento

hablando estrictamente de los métodos de moldeo (moldeo en verde, molde metálico, auto-fraguante, etc.).

El proceso de fabricación del hierro nodular se basa en dos tratamientos al metal líquido consecutivos que son:

2.6.1. Tratamiento de nodularización ^[10]

En la práctica industrial, el material más comúnmente utilizado para promover la precipitación del grafito en forma nodular es el magnesio (Mg). La adición debe ser en cantidades tales que los productos de hierro dúctil mantengan un contenido de magnesio residual (Mg_r) aproximado del 0.04%. A esta etapa del proceso se le conoce como “Nodularización”, ya que gracias a esta operación el carbono presente en el baño, precipita en forma esférica.

La adición de magnesio es un proceso complejo, debido a que se genera una reacción química agresiva y espontánea. Este comportamiento es causado por las condiciones termodinámicas presentes en el sistema, ya que el punto de ebullición del magnesio es de 1090°C mientras que las temperaturas de trabajo del hierro nodular oscilan entre 1350°C y 1450°C. Debido a lo anterior, el metal líquido sufre una agitación turbulenta, mientras que el magnesio se evapora y escapa del baño, situación por lo cual se deben controlar los tiempos de tratamiento. La presencia de destellos brillantes acompañados de humos de color blanco (MgO) revela el desarrollo de esta reacción.

El Mg reacciona con otros elementos, principalmente con O y S, perdiéndose en forma de sulfuros y óxidos.

El fenómeno que ocasiona el nodulizante es el de disminuir considerablemente la tensión superficial del baño metálico, lo que permite a los precipitados de grafito crecer en geometrías que presentan termodinámicamente una menor energía libre, lo cual propicia la formación de esferas. En la Figura 2.3 se muestra la cantidad de magnesio residual que se requiere para formar precipitados de grafito con esta forma.

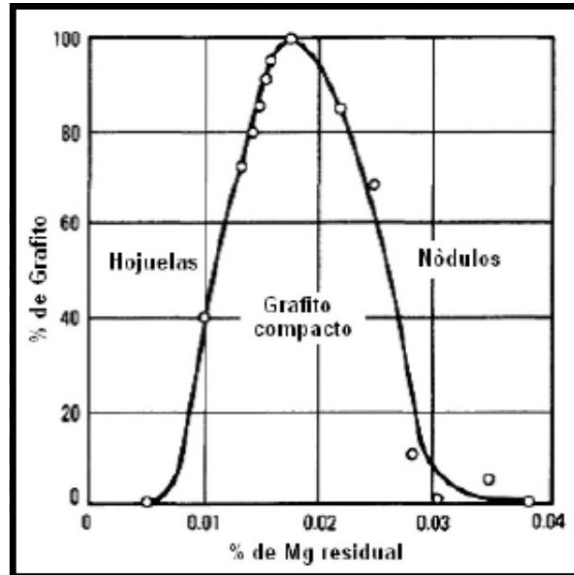


Figura 2.3 Gráfico que muestra el % de magnesio residual necesario para la formación de un hierro vermicular y nodular [1]

2.6.2. Métodos de nodularización [11]

Los principales métodos de nodularización se describen a continuación.

a) Método de la olla abierta

Este método es el más sencillo en uso. Con este método, la cantidad necesaria de aleación de esferoidización se coloca en la parte inferior de la olla de tratamiento, una vez alcanzada la temperatura de tratamiento, el metal líquido se vierte con la mayor rapidez posible. La recuperación normal de la aleación de tratamiento (nodulizante) es de aproximadamente 20 a 30%. Las aleaciones más densas producen una mejor recuperación que las aleaciones más ligeras con este método. En la Figura 2.4 se esquematiza este método.

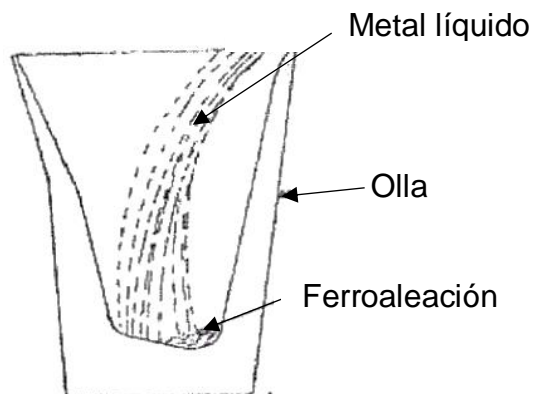


Figura 2.4 Esquema del método de olla abierta.

a) Método sándwich

El método sándwich es una técnica de tratamiento muy similar al de la olla abierta solo que con una serie de mejoras (Figura 2.5). La configuración de la olla es casi el mismo, excepto que en la parte inferior, está modificado para tener un escalón para retener la ferroaleación de tratamiento.

El nombre se deriva del hecho de que para retardar el inicio de la reacción de la aleación, se coloca un material de cobertura por encima de la ferroaleación que actúe como una tapa, como si fuese un sándwich, el material para la nodularización se recubre y se coloca en la parte inferior del crisol. El recubrimiento puede ser de viruta o chapa de acero e incluso del mismo hierro a fabricar si se desea obtener un tiempo de conservación prolongado.

La recuperación de magnesio es mucho mejor con este tratamiento y desde el 45% al 50%. Las ventajas del método sándwich son los tiempos de tratamiento cortos, simplicidad, flexibilidad y mejora de la recuperación de magnesio con menos escoria, vapores etc. La desventaja es, una pérdida en la temperatura del metal líquido debido al calor adicional requerido para fundir el material de la cubierta.

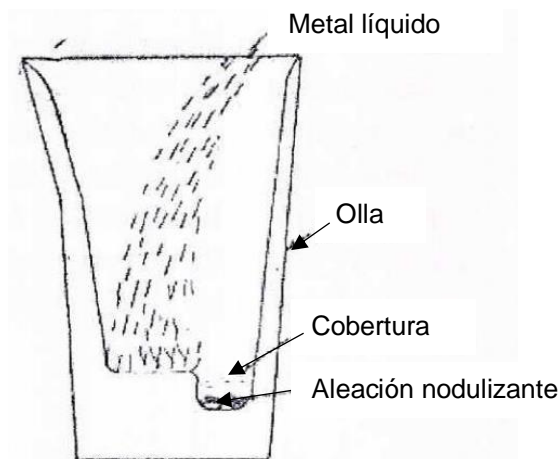


Figura 2.5 Esquema del método Sándwich.

b) Método tundish

Este Método es una modificación del sándwich, el principio de este método se basa en la de limitar los contenidos de oxígeno disponible, mientras ocurre la reacción del metal líquido con el nodulizante, ya que la olla es parcialmente cerrada por medio de una tapa en la parte superior de ésta. El metal base se vacía en un recipiente que contiene la tapa y a través de un orificio de llenado se dirige al fondo de la olla, por el extremo opuesto al lugar donde se encuentra el agente nodularizante. En la Figura 2.6 se muestra la configuración del método tundish.

Los beneficios que ofrece este método son:

- Disminuye la generación de óxidos de Mg y el que se produce queda depositado en la parte superior de la tapa de la olla y produce menos humos.
- Al disminuir la cantidad de Mg que se combina con el O_2 de aire aumenta el coeficiente de recuperación de del Mg. aproximadamente al 60% - 80%.
- Desaparecen por completo los destellos y las explosiones por la reacción del Mg.
- Los costos disminuyen en comparación con los métodos sándwich y olla abierta.

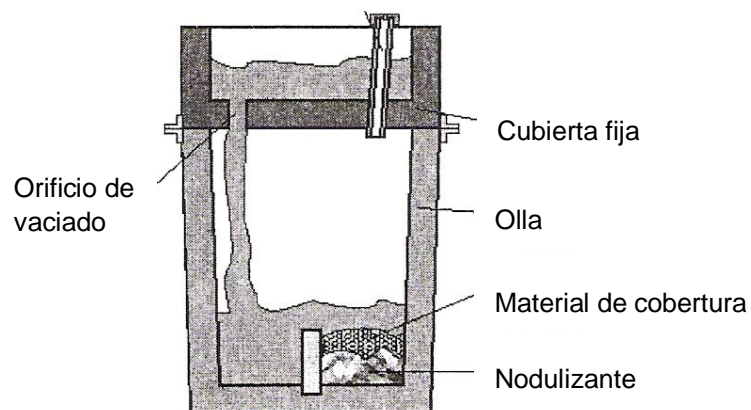


Figura 2.6 Esquema del método Tundish.

2.6.3. Tratamiento de Inoculación ^[12]

La inoculación es un tratamiento al metal líquido y es un medio para controlar y mejorar la microestructura y las propiedades mecánicas de los “hierros colados”. El proceso de inoculación provee suficientes sitios de nucleación para que el carbono disuelto precipite como grafito en lugar de carburos de hierro (cementita).

La adición de inoculante al metal líquido produce sitios de nucleación, y el grafito puede luego crecer en estos. Sin embargo, estos sitios de nucleación también dependen de la existencia de otros núcleos, en particular, por aquellos elementos que tienen una alta afinidad al oxígeno. Por ello los inoculantes siempre vienen con pequeñas y definidas cantidades de calcio, aluminio, bario, circón, estroncio siendo estos elementos los que tienen una alta afinidad al oxígeno. Una inoculación exitosa, siempre se asocia con un agotamiento del oxígeno disuelto en el metal líquido.

Ejemplos de un hierro colado no inoculado y con inoculación se muestran en la Figura 2.7 así como la influencia de la inoculación sobre las propiedades mecánicas. Consecuentemente, los efectos de la inoculación en los hierros grises y dúctiles son el mejoramiento de la maquinabilidad, el incremento de las resistencias mecánicas y la ductilidad, se reduce la dureza y se logra una microestructura más homogénea.

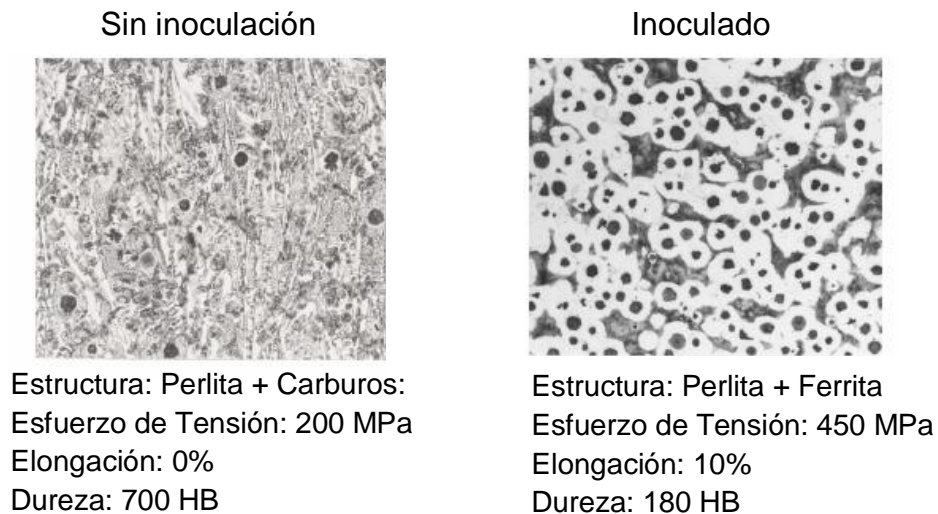


Figura 2.7 Efecto en las propiedades mecánicas y microestructura mediante el tratamiento de inoculación.

La cantidad de inoculante típicamente adicionada es entre el 0.20% a 0.60% base Si. La cantidad se determina de acuerdo a la composición química y la sección crítica de la pieza.

Para el caso específico de los hierros nodulares los niveles de inoculación son de 0.2% - 0.4%.

2.6.4. Métodos de inoculación ^[13].

a) Inoculación temprana o inicial

El inoculante entra en contacto con el chorro del metal mientras que se va transfiriendo del horno de fusión a la olla de tratamiento. Las variaciones de este procedimiento se dan en función de la adición del inoculante. La Figura 2.8 muestra en que consiste la inoculación temprana. La inoculación temprana utiliza partículas de inoculante de tamaños de entre 0.8mm y 6mm

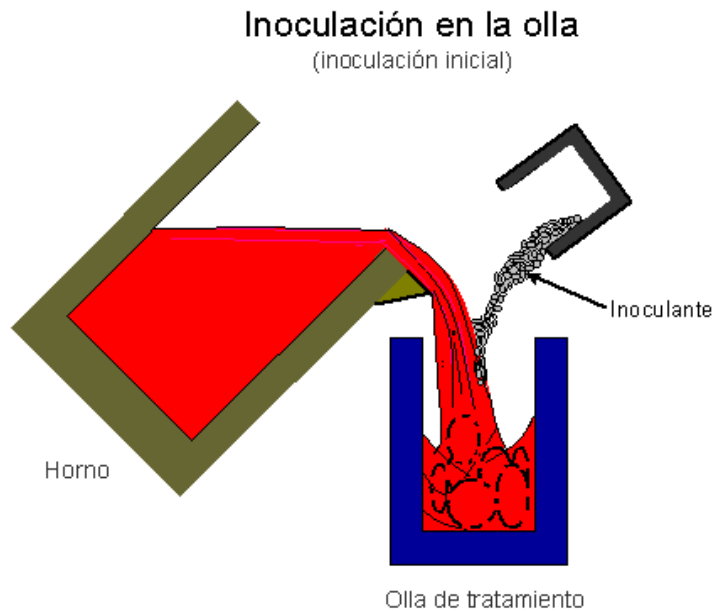


Figura 2.8 Esquema del método de la inoculación temprana o inicial.

b) Inoculación tardía o post-inoculación

En la inoculación tardía se utilizan partículas de entre 0.2mm y 0.7mm, ya que el inoculante debe incorporarse al metal líquido en menos tiempo. En la

Figura 2.9 se muestra el corto recorrido que tiene el inoculante para incorporarse al metal líquido

La ventaja en comparación con la inoculación temprana es el tiempo de permanencia, ya que este se adiciona en el chorro de metal cuando se vierte en el molde, evitando un gran decaimiento del inoculante.

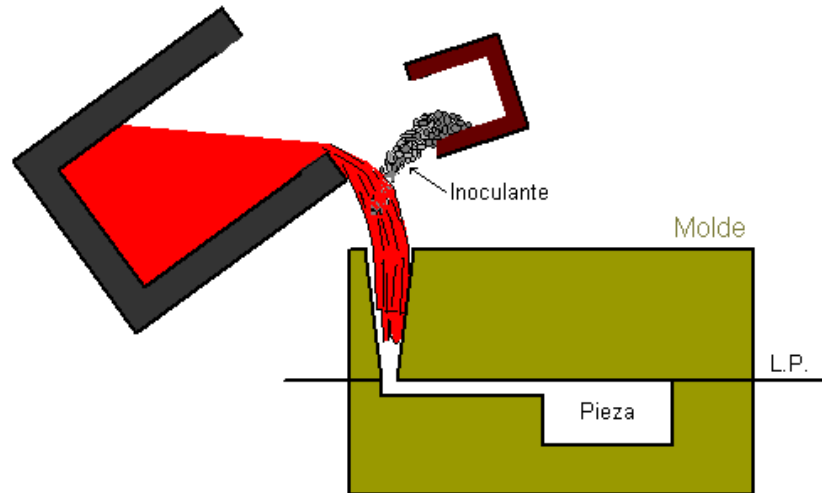


Figura 2.9 Esquema de la post-inoculación. El tamaño de las partículas del inoculante debe ser más pequeño en comparación a las partículas usadas en la inoculación temprana.

c) Inoculación en molde

La inoculación en molde (Figura 2.10) es la adición del inoculante lo más tarde posible y, por lo tanto, también es el método de inoculación donde el efecto de decaimiento se reduce al mínimo (rendimientos superiores al 95%). También se utilizan tamaños de partícula de inoculante sumamente pequeños ya que si estos llegan a ser muy grandes se corre el riesgo de la entrada de partículas de inoculante no disueltas en la pieza.

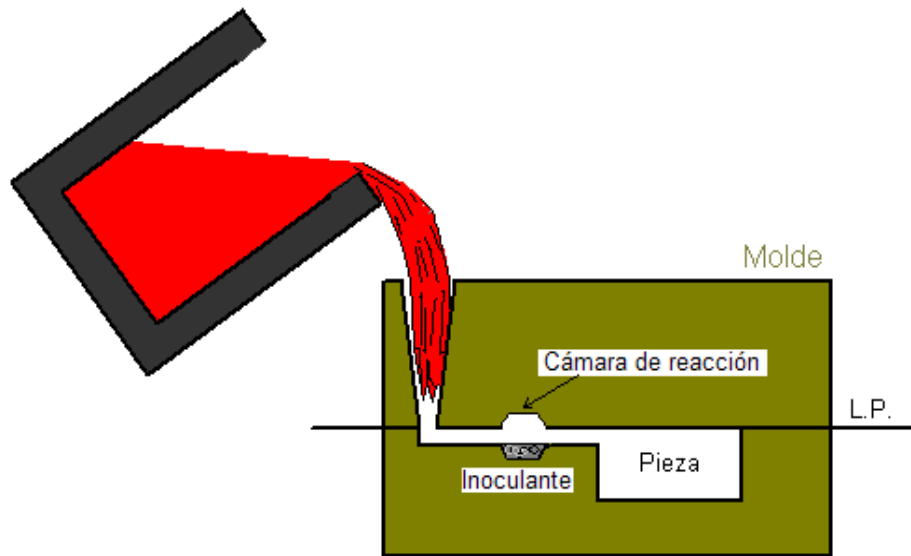


Figura 2.10 Esquema de la inoculación en molde.

2.7. Hierros blancos aleados ^[5].

Fundiciones de baja y media aleación, que se caracterizan por tener pequeñas cantidades de Ni, Cr, Mo, y Cu, generalmente en porcentajes inferiores a 5%. En general, son fundiciones de alta resistencia a la tracción, de 245 a 490 MPa, muy superior a la de las fundiciones ordinarias. Suelen ser de estructura perlítica, bainítica y martensítica. También pertenecen a este grupo de fundiciones de baja aleación las fundiciones con 1 a 2% de cromo resistente al calor y las fundiciones martensíticas muy resistentes al desgaste. En esta familia, se suelen agrupar las fundiciones muy resistentes al desgaste, al calor y a la corrosión.

2.8. Efectos de los elementos aleantes y de aleación en el hierro nodular ^[14, 15].

Los elementos aleantes pueden ser añadidos en los hierros colados con la finalidad de modificar algunas propiedades mecánicas, la influencia de estos elementos está relacionada con el potencial de grafitización, la microestructura y las propiedades de la matriz.

Para lograr la formación de grafito, se hace necesaria la utilización de elementos, llamados "grafitizantes", tales como Si, P, Al, Ni, Cu (en orden de mayor a menor eficiencia).

La presencia de estos elementos en el hierro líquido resulta eficaz por un efecto de dilución y un efecto de afinidad. Al diluir los pre-agrupamientos entre átomos de Fe y C, necesarios para la formación de núcleos de cementita, se retarda la cinética de formación de ésta y se posibilita la aparición de grafito.

Los elementos con aptitud para formar carburos más estables que la cementita, o para estabilizar a ésta como carburo complejo, son Ti, Zr, Ni, V, W, Mo, Cr, Mn, reciben el nombre de "antigrafitizantes" o elementos blanqueadores, en la Figura 2.11 se ven algunos de estos elementos al igual que su contra parte grafitizante. La presencia de estos elementos en el metal líquido resulta desfavorable para la formación del grafito y, por tanto, son perjudiciales para la formación de la transformación eutéctica grafito + austenita.

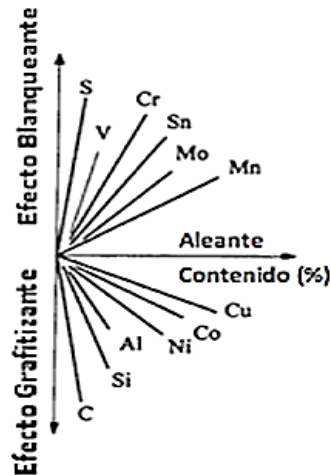


Figura 2.11 Tendencia de algunos elementos a la formación de carburos (Antigrafitizantes o blanqueadores) o la formación de grafito (grafitizantes)

El estudio de la influencia de los elementos de aleación en las fundiciones es tan complicado como en los aceros. Puede decirse que los elementos de aleación modifican la microestructura de las fundiciones y con ello su dureza y resistencia, estando en ocasiones estos cambios influenciados, además, por una variación de

la velocidad de enfriamiento. Los elementos de aleación modifican también, como en los aceros, la posición de los puntos críticos del diagrama Fe-C (temperaturas críticas, composiciones críticas y solubilidad) y además ejercen una acción muy importante y compleja sobre la grafitización como lo muestra la Tabla 2.3.

En la segunda columna de la Tabla 2.3, se presentan los coeficientes relativos del poder grafitizante de diversos elementos, que señalan el valor de su influencia comparada con la del silicio.

Tabla 2.3 Efecto de algunos elementos aleantes en la estructura del grafito, matriz y carburos.

Elemento	Grafitización y coeficientes de grafitización	Efecto sobre los carburos a alta temperatura	Efecto en la estructura del grafito	Efecto en el carbono combinado de la perlita	Efecto que produce en la matriz
Carbono	Favorece	Decrece la estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y Favorece la formación de Ferrita
Silicio	Favorece +1	Decrece la estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y Favorece la formación de Ferrita
Níquel	Favorece +0.35	Decrece ligeramente la estabilidad	Afina ligeramente	Decrece y estabiliza la perlita	Afina la perlita e incrementa la dureza
Manganeso	Se opone -0.25	Estabiliza	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita e incrementa la dureza
Molibdeno	Se opone -0.30	Estabiliza fuertemente	Indiferente	Aumenta	Afina la perlita e incrementa la resistencia
Cromo	Se opone -1	Estabiliza fuertemente	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita e incrementa la dureza
Vanadio	Se opone -2.5	Estabiliza fuertemente	Afina	Aumenta	Afina la perlita e incrementa la dureza

Efecto del carbono (C) ^[16]

El carbono es el elemento de aleación más importante. Se le puede encontrar combinado (cementita) o de forma libre (hojuelas, vermiculos, nódulos o esferoides). Los factores que influyen para que se encuentre de una u otra forma son debido a la velocidad de enfriamiento y a los elementos de aleación presentes.

En los hierros hipereutécticos promueve la flotación de nódulos de grafito. Los niveles inferiores a 3.5% afectan a la calidad de la pieza final ya que se producen rechupes.

Efecto del Silicio (Si) ^[16]

Es un grafitizante. Favorece la precipitación del carbono en forma de grafito y la presencia de ferrita. Incrementa la fluidez y desplaza la composición eutéctica del diagrama de fases hacia la izquierda lo cual baja la temperatura de solidificación.

- Endurecedor de la Ferrita.
- Aumenta la resistencia a la tracción.
- Aumenta la dureza de los hierros ferríticos.
- Aumenta ductilidad.
- Eleva marcadamente la temperatura eutectoide lo cual es significativamente beneficioso para la formación de una matriz ferrítica.

Efecto del Manganeso (Mn) ^[17]

El manganeso se opone al igual que el azufre, a la grafitización del carbono y favorece, la formación de cementita. Tiende a blanquear las fundiciones y a aumentar su dureza dificulta el maquinado. Normalmente las fundiciones suelen contener de 0,4 a 1 % de Mn. El manganeso con el azufre forma inclusiones de sulfuro de manganeso.

En cantidades superiores al 0.65% contribuye a la dureza aproximadamente de la misma forma que el Ni y el Cu que se consideran no formadores de carburos.

Efecto del Níquel (Ni) [16, 18, 19].

Es un elemento grafitizante. Disminuye la transferencia de carbono entre la matriz y los nódulos de grafito. Tiene un efecto marcado sobre la temperatura eutéctica, ya que es un elemento estabilizador de la fase austenítica, por lo tanto disminuye la temperatura de austenitización.

Se disuelve en el hierro y disminuye la estabilidad del carburo. Su acción es menos activa que la del silicio, ya que tres partes del níquel hacen el mismo efecto, que una de silicio. Aumenta la dureza y resistencia de la matriz. Además, y esto es quizás lo más importante, evita la formación de fundición blanca en las esquinas y secciones delgadas de las piezas y mejora su maquinabilidad.

En contenidos de 3.4 – 4.2% puede suprimir la transformación perlítica en secciones de 38mm – 50mm. El níquel hasta aproximadamente el 2% y el son los elementos habituales añadidos para promover la templabilidad cuando se va a realizar el tratamiento térmico de temple.

Efecto del Cromo (Cr) [10]

El cromo generalmente se presenta en cantidades inferiores a 0.10% como un elemento residual en los materiales de carga. Es a menudo añadido para mejorar la dureza y la resistencia del hierro nodular, y para ello, el nivel de cromo se adiciona entre 0.20 y 0.35%, más allá de este rango, es necesario añadir un grafitizante para evitar la formación de carburos.

En los hierros, los carburos (por ejemplo, carburos de cromo) forman una fase con la cementita y reemplaza los átomos de hierro en la estructura cristalina, es decir forman M_3C . Estos carburos formados tienen un enlace atómico muy fuerte con los átomos de carbono. A contenidos mayores a 1% promueve la formación de carburos muy estables difíciles de disolver.

Es un promotor de carburos y perlitizante. Incrementa la carga de rotura y dureza. Promueve carburos, segregados a los límites de grano en secciones gruesas formando carburos muy estables.

Las tres mayores características del cromo en los hierros colados son: forma carburos aleados, aumentan la resistencia a la corrosión y estabiliza la estructura en aplicaciones a altas temperaturas.

Efecto del Molibdeno (Mo) ^[19]

Incrementa la solubilidad del carbono en la austenita y baja el coeficiente de difusión, incrementando el volumen de austenita estabilizada y disminuye el contenido de ferrita. Forma carburos muy difíciles de disolver. Se usa especialmente en piezas de gran sección. Incrementa la resistencia a la corrosión. Promueve el blanqueado en las piezas delgadas. Combinado con Ni y Cr mejora las propiedades a alta temperatura.

2.9. Influencia de los elementos en la temperatura eutéctica estable (TEE) y metaestable (TEM) ^[14, 15, 16].

La presencia de elementos disueltos en las fases líquida y sólida del hierro cambian la temperatura de equilibrio del diagrama Fe-C; esto resulta en un incremento o decremento de las fases hierro "α" y hierro "γ". En esta se trata acerca de la influencia de un tercer elemento sobre el intervalo eutéctico estable-metaestable (TEE - TEM). En general los elementos que incrementan el intervalo TEE - TEM (temperatura eutéctica del equilibrio estable, menos la temperatura eutéctica del equilibrio metaestable), promueven la formación de grafito. Por otro lado aquellos que disminuyen este intervalo, promueven la formación de carburos.

Basados en su influencia específica sobre el intervalo TEE - TEM, el tercer elemento puede ser clasificado dentro de 4 grupos:

- Fuertes grafitizantes que incrementan la TEE (temperatura estable) y disminuyen la TEM (temperatura metaestable), tales como el silicio, aluminio, níquel y cobre.
- Débiles grafitizantes que decrecen la TEE y TEM, pero incrementan el intervalo TEE - TEM, tal como el fósforo y el arsénico.

- Fuertes formadores de carburos que decrecen TEE pero incrementan la TEM, tales como el cromo, vanadio y manganeso.
- Débiles formadores de carburos que decrecen la TEE y TEM.

En la Figura 2.12 se muestra esquemáticamente los 4 grupos mencionados anteriormente.

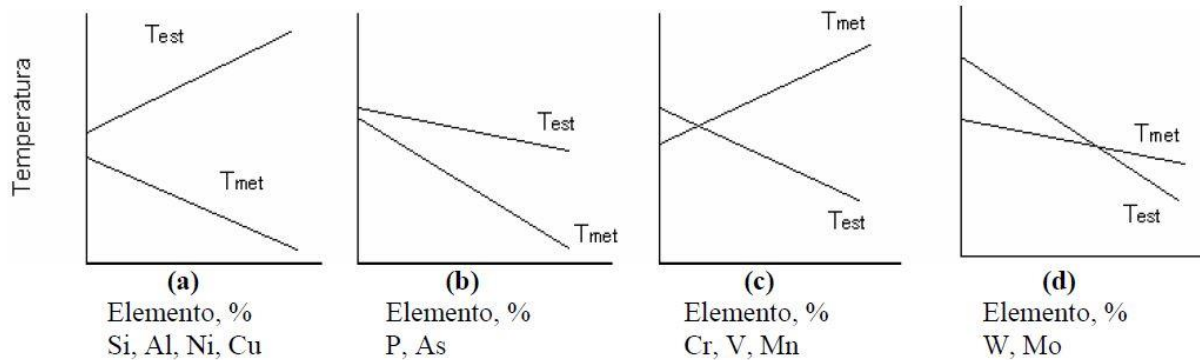


Figura 2.12 Influencia de algunos elementos sobre la temperatura eutéctica estable y metaestable. a) Fuertes grafitizantes, b) Débiles grafitizantes, c) Fuertes formadores de carburos y d) Débiles formadores de carburos.

Los elementos de aleación provocan que las temperaturas de transformación eutéctica en los diagramas de fase estable y metaestable ocurran a una temperatura más alta o más baja dependiendo el caso. La Figura 2.13 muestra la influencia del % Cr, %Si y %V en las temperaturas eutécticas estable y metaestable.

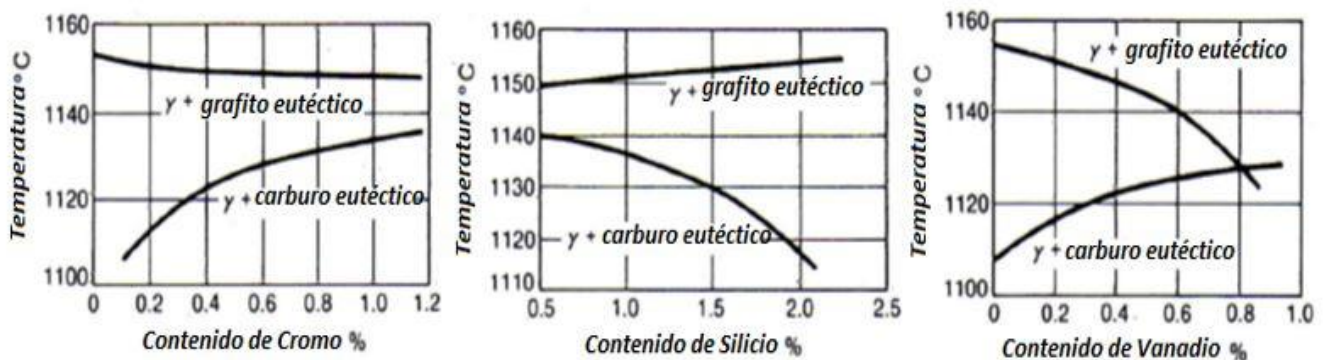


Figura 2.13 Influencia del %Cr, %Si y %V en las temperaturas eutécticas.

Además de desplazar la temperatura eutéctica estable y metaestable los elementos aleantes y de aleación también desplazan los puntos críticos y la temperatura eutectoide del diagrama Fe-C. En la Tabla 2.4 se muestra lo mencionado anteriormente solo para algunos elementos.

Tabla 2.4 Efecto de algunos elementos aleantes y de aleación sobre el punto eutéctico, eutectoide y la temperatura eutectoide.

Modificación que se produce	Si	Mn	Ni	Cr
Desplazamiento del punto eutéctico	Hacia la izquierda	Hacia la derecha	Hacia la izquierda	Hacia la izquierda
Desplazamiento del punto eutectoide	Hacia la izquierda	Hacia la izquierda	Hacia la izquierda	Hacia la izquierda
Desplazamiento de la temperatura eutectoide	Hacia arriba	Hacia abajo	Hacia abajo	Hacia abajo

2.10. Ecuaciones termodinámicas para la determinación de las temperaturas eutécticas estables y metaestables con la influencia de los elementos de aleantes ^[20, 16].

Las temperaturas de transformación eutéctica en los sistemas Fe-C_g y Fe-Fe₃C con adición de elementos aleantes pueden ser calculadas usando las siguientes ecuaciones junto con los datos reportador en la Tabla 2.5.

$$TEE(\gamma + C_g) = 1154 + \%Si * fSi + \%Mn * fMn + \%Cr * fCr + \%Cu * fCu + \%Al * fAl \quad (1)$$

$$TEM(\gamma + Fe_3C) = 1148 + \%Si * fSi + \%Mn * fMn + \%Cr * fCr + \%Cu * fCu + \%Al * fAl \quad (2)$$

Tabla 2.5 Valores de coeficientes de partición de algunos elementos aleantes y de aleación para el sistema Fe-C estable y metaestable.

Coeficiente del elemento	Valor Metaestable (TEM)	Valor Estable (TEE)
fSi	-10, 20	4
fCu	-2.3	5
fAl	-15	8
fCr	7	---
fMn	3	-2
fNi	-6	4
fV	6 - 8	---
fP	-37	-30

Donde la *TEE* y la *TEM* son las temperaturas de transformación (°C) en los sistemas estable Fe-C y metaestable Fe-Fe₃C después de considerar el efecto de los elementos aleantes respectivamente; % X es la composición química del elemento en el hierro y *fX*= los coeficientes de equilibrio de partición que son relacionados con las variaciones de las temperaturas eutécticas.

Los valores de:

1154°C es la temperatura de la transformación eutéctica del sistema estable y 1148°C es la temperatura de la transformación eutéctica del sistema metaestable.

2.11. Formación de carburos, factor cinético y termodinámico ^[21].

Existen dos factores que favorecen la formación de carburos en las fundiciones de hierro: el cinético y el termodinámico. El factor cinético está referido al hecho que una alta velocidad de enfriamiento tiende a producir fundición blanca (con carburos ledeburíticos), mientras que el enfriamiento lento favorece la formación de grafito. El factor termodinámico está relacionado con la variación de composición química originada por la microsegregación que ocurre durante la solidificación. Los elementos grafitizantes (Si, Ni, Cu) varían las temperaturas del eutéctico estable y metaestable, reduciendo la posibilidad de formación de carburos ledeburíticos. Sin

embargo estos elementos segregan hacia el interior de las celdas eutécticas, por lo que su contenido es menor en los bordes de célula. En cambio, los elementos formadores de carburos (Cr, Mo, Mn, V, Ti, etc.), que disminuyen la diferencia de temperatura entre el eutéctico estable y el metaestable, segregan hacia los bordes de las celdas, logrando llegar a formar carburos intercelulares aleados y/o ledeburita. Para evitar éste fenómeno, es recomendable no solo reducir los porcentajes de elementos formadores de carburos, sino además dispersar al máximo la microsegregación aumentando la velocidad de solidificación y acortando a la vez las distancias de difusión reduciendo el espaciado entre nódulos de grafito (incremento de la densidad de nódulos). Ambos efectos acontecen cuando se tienen secciones delgadas de hierro nodular.

2.12. Análisis térmico y velocidad de enfriamiento ^[22].

El análisis térmico es un método utilizado en los hierros colados para un control rápido, preciso, fiable y de bajo costo para relacionarlo con la calidad microestructural del hierro.

El análisis térmico se utiliza para:

- Determinar carbono equivalente, %C, %Si en la mayoría de los hierros colados.
- Definir la temperatura de vaciado: temperatura liquidus + sobrecalentamiento.
- Observar una tendencia a la formación de carburos o necesidad de controlar la inoculación.
- Observar la tendencia a la micro-contracción.

El análisis térmico se basa en la interpretación de la curva enfriamiento y solidificación de una muestra metálica en estado líquido. Dicha interpretación se realiza con el apoyo de un gráfico temperatura vs tiempo que comúnmente se conoce como curva de enfriamiento.

El diagrama de Fe – Fe₃C muestra la relación entre la temperatura liquidus y el contenido de carbono. Sin embargo, el diagrama binario puro de Fe-C no es utilizable para el análisis térmico de un hierro fundido debido a la importante influencia de los demás elementos en el hierro sobre la ubicación de puntos característicos: punto eutéctico, solubilidad máxima de carbono en austenita, temperatura solidus y temperatura liquidus. En la Figura 2.14 se muestra la influencia del Si en el diagrama Fe-C

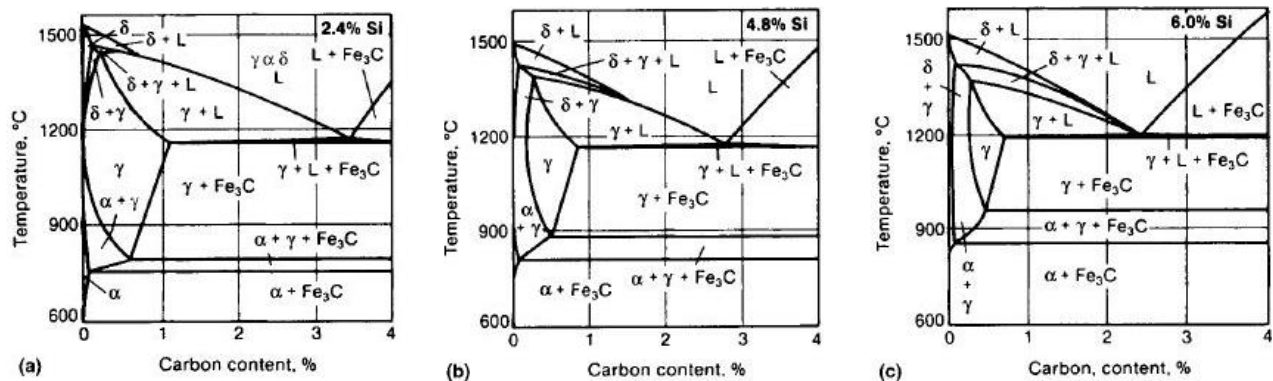


Figura 2.14 Influencia del contenido de Si en el diagrama Fe-C. a) 2.4% Si, b) 4.8% Si y c) 6.0% Si.

El %C.E. (carbono equivalente) de un hierro colado da una idea de cuánto su composición difiere de la composición eutéctica. Se considera que un hierro colado es hipoeutéctico, eutéctico o hipereutéctico cuando el carbono equivalente es inferior, igual o superior al 4.30%. De acuerdo al diagrama de fases metaestable. La velocidad de enfriamiento como la composición química puede influir significativamente en la microestructura de colada y por lo tanto en las propiedades mecánicas. La velocidad de enfriamiento está en función del tamaño de la sección. Al incrementar la velocidad de enfriamiento, se refinará el tamaño de grafito (por ejemplo en un hierro nodular, el tamaño de nódulo se presentará muy pequeño) y es posible que en la microestructura se llegue a formar una matriz perlítica y con carburos ledeburíticos, esto tendrá como consecuencia un incremento en la dureza y una disminución en el porcentaje de elongación.

2.13. Zona chill o de blanqueado [23, 24].

Se produce por una alta velocidad de enfriamiento, insuficientes grafitizantes e inoculantes, y por la presencia de elementos promotores de carburos.

La tendencia para formar la zona chill aumenta al disminuir el %C.E, de modo que se ve favorecida con la adición de elementos antigrafitizantes que amplíen el rango eutéctico entre el sistema estable y el metaestable. Por lo tanto la composición química deberá controlarse correctamente de tal manera que proporcione el potencial de grafitización necesario para una velocidad de enfriamiento dada. La Figura 2.15 muestra dos casos de curvas de enfriamiento en donde la pieza presentara blanqueado [23].

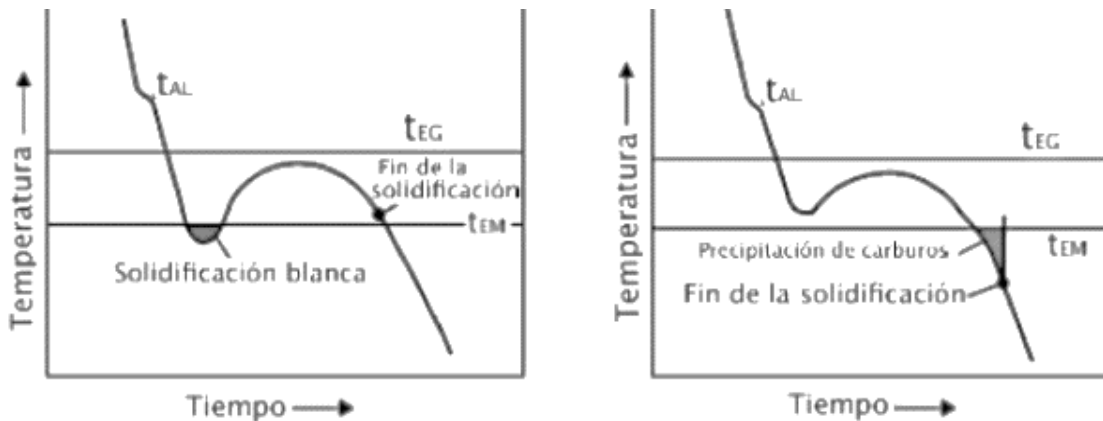


Figura 2.15 La curva de la izquierda muestra una curva típica de un hierro atruchado. Mientras que la curva de la derecha muestra una curva donde habrá presencia de carburos en la pieza final. T_{AL} = temperatura liquidus, T_{EG} = Temperatura Eutéctica estable y T_{EM} = Temperatura Eutéctica metaestable

Los carburos no sólo surgen durante la primera etapa del proceso de solidificación que conduce al enfriamiento, sino también durante las fases posteriores del proceso de solidificación. Como regla general, la reacción eutéctica libera suficiente calor para elevar la temperatura; sin embargo, hacia el final, la reacción se reduce y las temperaturas comienzan a disminuir. En caso de que el metal líquido residual se enfríe por debajo de la temperatura eutéctica del sistema metaestable, se pueden desarrollar carburos aleados.

Hay dos eventos que causan la formación de carburos durante el proceso de solidificación: por un lado, al comienzo de la solidificación cuando el enfriamiento

tiene lugar a altas velocidades, y por otro lado, hacia el final de la solidificación. Si bien el enfriamiento normalmente solo ocurre en secciones transversales delgadas y zonas de borde, la formación de carburos aleados también puede tener lugar en secciones transversales más gruesas que se enfrían más lentamente. Esto particularmente aplicado para fundiciones hechas de hierro colado aleado.

La formación de carburos aleados resulta de la segregación. Habitualmente, los elementos de grafitizantes migran hacia la fase sólida (austenita) y los formadores de carburo hacia la fase líquida (metal líquido residual). Dado que los formadores de carburo, como cromo y vanadio, se acumulan en la fase líquida y, en consecuencia, los elementos de grafitizantes, como el silicio y el níquel se agotan en la fase líquida cada vez más como resultado de la segregación hacia la austenita, al existir un cúmulo de elementos promotores de carburos en el metal líquido residual estos se combinan con el carbono para formar carburos aleados.

2.14. Resistencia al desgaste.

El desgaste ocurre en muchas situaciones diferentes, en equipo en movimiento, maquinaria agrícola, bombeo de pulpas, trituradoras, baleros, cojinetes planos, anillos de pistones, engranes, embragues, en la vida diaria en cuchillos, zapatos, ropa, muebles, escaleras, etc. En todos estos casos, la causa del desgaste es una amplia variedad de situaciones y la solución para cada sistema especial de desgaste depende de la identificación exacta de la naturaleza del problema

El desgaste es el daño de la superficie por remoción de material de una o ambas superficies sólidas en movimiento relativo. Es un proceso en el cual las capas superficiales de un sólido se rompen o se desprenden de la superficie. Esta pérdida de material conlleva a pérdidas en las dimensiones de las piezas con la consecuente disminución de la vida útil de cualquier máquina ^[25].

La dureza de la superficie del material está muy relacionada con la velocidad o tasa de desgaste. Muchos autores, basados en sus trabajos experimentales, coinciden en que para la mayoría de los metales la velocidad de desgaste es inversamente proporcional a la dureza.

2.15. Norma ASTM G99 ^[26].

Este ensayo se basa generalmente en hacer deslizar el pin perpendicular al disco con una carga ejercida sobre este, y mediante ciertas ecuaciones se calcula el desgaste adhesivo entre las dos piezas. A diferencia de otras propiedades mecánicas, tales como las constantes elásticas o la resistencia al corte, las propiedades de adherencia, fricción y desgaste dependen fuertemente de las condiciones superficiales del sólido y no exclusivamente de su estructura en masa.

Esta norma tiene en cuenta los diferentes factores que se puedan presentar en la realización del estudio, como la carga aplicada, características de la máquina, velocidad de deslizamiento, distancia de deslizamiento, medio ambiente, y características del material. La norma aclara que la obtención de resultados iguales en diferentes ensayos es poco probable, debido a la gran cantidad de variables. La Figura 2.16 muestra el esquema general y los componentes principales del ensayo de resistencia al desgaste

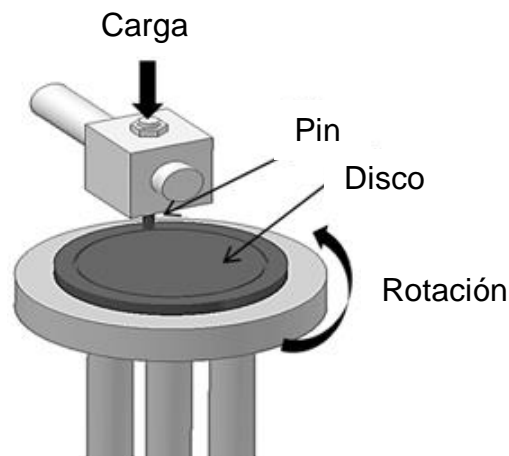


Figura 2.16 Esquema general de la prueba de resistencia al desgaste.

2.16. Desgaste Adhesivo

También conocido como desgaste por deslizamiento. El desgaste adhesivo es la transferencia de metal de una superficie en contacto hacia otra. Ocurre cuando altas cargas, alta temperatura o alta presión hacen que las rugosidades de las dos superficies metálicas en movimiento relativo entren en contacto, se suelden e inmediatamente se separen, rompiendo el metal en pequeñas y minúsculas secciones. El desgaste adhesivo ocurre cuando hay formación y posterior rompimiento de los enlaces entre las superficies unidas [27]. Cuando hay desgaste adhesivo, es el metal más “suave” el que se adhiere al más duro como se muestra en la Figura 2.17

El comportamiento de los materiales frente al desgaste adhesivo es determinado principalmente por la dureza, debido a que la acción de remoción de material se hace más difícil cuando la superficie a desgastar es más resistente a la deformación plástica [26].

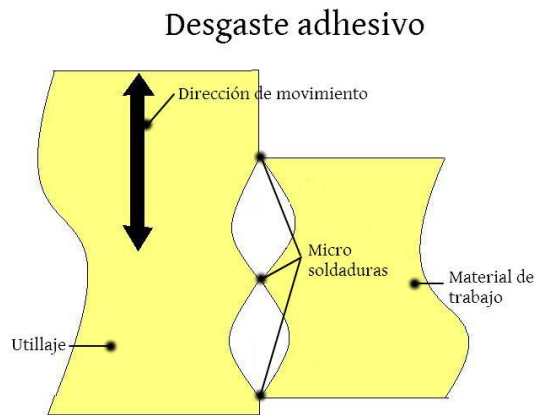


Figura 2.17 Mecanismo del desgaste adhesivo.

3. Procedimiento experimental

La parte experimental se realizó en la empresa FYMSSSA. La elaboración de moldes de silicato CO_2 y termopares para el análisis térmico se realizó en los laboratorios de fundición de la Facultad de Química de la UNAM. En la Figura 3.1 se muestra el diagrama de flujo de la parte experimental

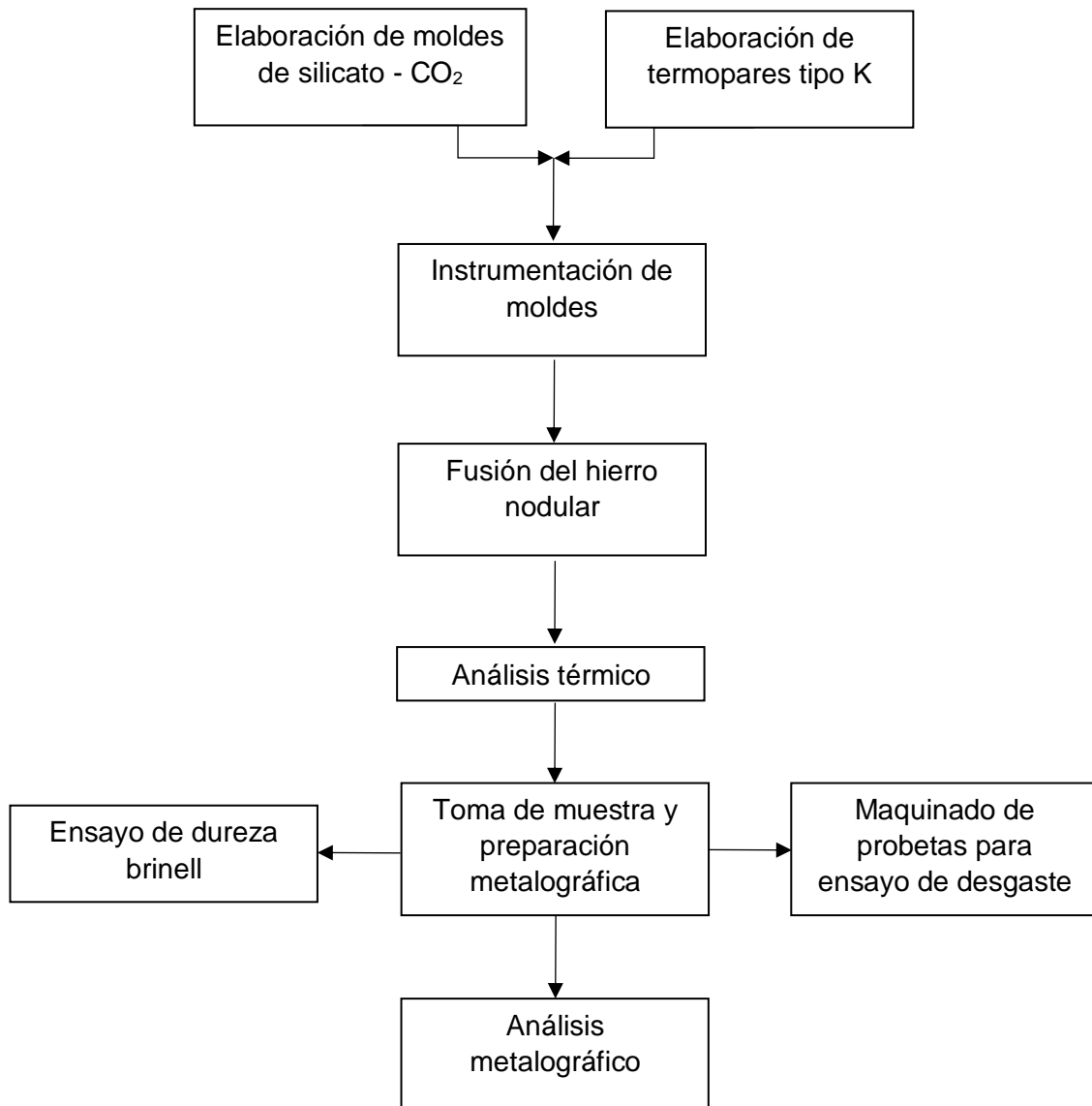


Figura 3.1 Diagrama de flujo de la parte experimental.

3.1. Elaboración de Moldes de Silicato - CO₂

Los materiales y el procedimiento aplicado para la fabricación de los moldes se describen a continuación

Materiales y reactivos

- Resina Silicato de Sodio.
- Arena Sílice No. AFS 90-100.
- Mezclador (taladro de banco, adaptando un aspa).
- Molde metálico con probeta cilíndrica de dimensiones de 6cm de diámetro y 12cm de altura.

Procedimiento

1. Pesarse 2kg de arena AFS 90-100 y medir 120ml de resina. Con esta cantidad es posible elaborar 2 moldes.
2. Colocar la arena en un tazón de mezclado y llevarla al taladro de banco para mezclar.
3. Comenzar a mezclar la arena, añadir la resina a la arena durante 1 min. Continuar el mezclado 3 min más.
4. Armar el molde metálico, colocar dentro del molde una hoja de acetato para evitar que la mezcla se adhiera a las paredes del molde y dificulte la extracción del mismo una vez terminado. Colocar un bifilar sobre lo que será la base del molde lo que fungirá más adelante como una entrada del termopar al interior del molde.
5. Añadir mezcla hasta llegar a la superficie del molde, después compactar con ayuda de una barra metálica. Las compactaciones deberán ser suaves ya que si se excede la fuerza con la que se compacta también traerá problemas al extraer el molde. Repetir este paso hasta que el molde metálico esté completamente lleno.
6. Colocar una tapa de acrílico, sobre el molde metálico por donde se adicionó la mezcla, dicha tapa tiene un orificio, por el cual, mediante una boquilla, se

inyectara gas de CO₂ a un flujo de 5L/min, durante 45 segundos. El gas endurecerá a la mezcla.

7. Voltear el molde metálico dejando a la vista la base del molde metálico. Se procederá a retirar la tapa cuidadosamente para evitar daños al molde. Realizar nuevamente el paso 6
8. Se extrae el molde y se lleva a una estufa a 50°C durante 15 min para eliminar la posible humedad que este contenga.

3.2. Elaboración de termopares tipo K

La elaboración de los termopares se realizó con los siguientes materiales y aplicando el siguiente procedimiento descrito en los siguientes párrafos

Material

- Alambre alumel (Ni-Al)
- Alambre cromel (Ni-Cr)
- Conectores y clavijas
- Recubrimiento de polímero (espaguetis)
- Desarmador
- Pinzas
- Bifilares

Procedimiento:

1. Cortar una sección de ambos alambres de aproximadamente de 40cm de longitud
2. Con ayuda de un desarmador abrir el conector macho
3. Aflojar ambos tornillos hasta exceder ligeramente el calibre del alambre como se muestra en la Figura 3.2



Figura 3.2 Esquema general del desarme del conector para el anclaje de los alambres de Ni-Al y Ni-Cr

4. Con ayuda de las pinzas hacer en la punta de cada alambre un gancho tal como se muestra en la Figura 3.3 de modo que estos se sujeten de los tornillos del macho que se aflojaron en el paso anterior



Figura 3.3 El gancho en el alambre facilitará el anclaje de estos en los tornillos

5. Sujetar el alambre de cromel en el tornillo con el signo negativo y apretar el tornillo. Sujetar el alambre alumel al tornillo positivo y apretar el tornillo. (Nota: Un imán puede ser de gran utilidad para saber cuál es el alambre de Ni-Cr, ya que este es magnético)
6. Cubrir los alambres de Ni-Cr y Ni-Al con 10cm del recubrimiento aislante.
7. Introducir lo bifilares en los alambres cromel - alumel. Dejando únicamente las puntas sin recubrir con los bifilares (aprox. una sección de 4cm) ver Figura b) 3.4
8. Con ayuda de las pinzas, las puntas de los alambres se entrelazan. Posteriormente se cortan dejando entrelazada una sección de 0.5 cm. Finalmente se suelda la punta como se muestra en la Figura a) 3.4

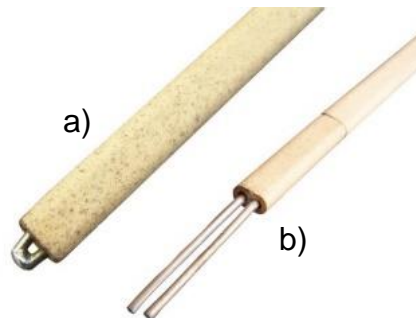


Figura 3.4 a) Muestra cómo deben verse los termopares después de colocar los bifilares y haber soldado la punta de estos. b) Sección aproximada que debe dejarse libre para entrelazar cortar y soldar.

3.3. Instrumentación de moldes

A continuación se muestra el procedimiento seguido para instrumentar los moldes de silicato – CO₂ para el análisis térmico.

1. Se colocó un termopar dentro del molde de silicato – CO₂ (aproximadamente 6cm de forma que la punta del termopar quedase en el centro del molde) tal como se muestra en la Figura 3.5.
2. Para que el termopar quedara sujeto y no se moviera (acción que podría provocar ruido en las pruebas) se añadió un poco de pasta moldeable en la parte por donde se introdujo el termopar.



Figura 3.5 Termopar acoplado al molde de silicato – CO₂.

3. Los moldes colocaron dentro de botes metálicos que se acondicionaron con mezcla autofraguante para prevenir que el molde colapsara. En la Figura 3.6b) se muestra un ejemplo de dichos botes.

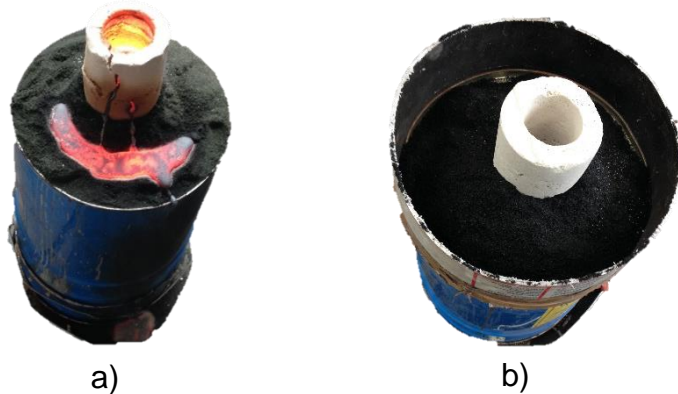


Figura 3.6 a) Molde colapsado debido a la falta de mezcla autofraguante. b) Bote acondicionado de forma correcta el molde no colapso durante la prueba.

4. Finalmente Por medio de conexiones adicionales, los termopares se conectaron a un adquisidor de datos (Personal Daq/56, ver figura 3.7), y este último se conectó a una computadora portátil en donde previamente se descargó el software “Personal Daq 3000”



Figura 3.7 Adquisidor de datos utilizado en las pruebas.

3.4. Fusión del hierro nodular

La composición química del hierro nodular bajo estudio, así como el promedio de los principales elementos se presenta en la Tabla 3.1, adicionalmente se definen los rendimientos de cada uno.

Tabla 3.1 Composición química del hierro nodular 100-70-03 aleado fabricado así como los rendimientos de cada elemento.

Elemento (%)	C.Q Teórica (%)	C.Q Requerida (%)	Rendimientos (%)
C	3.3 – 3.7	3.5	94
Si	1.3 – 1.8	1.7	98
Mn	0.4 – 0.6	0.5	99
P	0.030	0.030	100
S	0.018	0.018	100
Cr	0.5 – 0.75	0.625	99
Ni	2.5 – 3.5	3.0	99
Mo	0.3 – 0.5	0.4	99

La Figura 3.8 presenta el molde de la pieza prototipo elaborado por FYMSSSA.



Figura 3.8 Molde de la pieza prototipo de FYMSSSA. Molde metálico.

La Tabla 3.2 muestra las composiciones químicas de las materias primas usadas para la fabricación del hierro nodular

Tabla 3.2 Composición química de las materias primas y de ajuste para la fabricación del hierro nodular aleado.

Materia Prima	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo
Arrabio	4.55	0.4	0.26	0.15	0.024	0.001	0.001	0.001
Retorno	3.3	1.76	0.743	0.07	0.007	0.678	1.671	0.146
Acero 1045	0.45	0.54	0.79	0.026	0.021	0.35	0.26	0.03
FeSi $\eta= 96$		75.7						
FeMn $\eta= 98$			73.1					
FeCr $\eta= 96$						62		
FeMo $\eta= 98$								62
Ni $\eta= 100$							100	
Recar. $\eta= 92$	99.68							

3.4.1. Fabricación del hierro nodular aleado

La fusión se realizó en un horno de inducción de 2 toneladas marca INDUCTOTHERM.

La temperatura de trabajo fue de 1450°C la nodularización se realizó con FeSiMg, usando un método alternativo a los reportados en la literatura. El método de inoculación usado fue inoculación temprana usando como inoculante FeSi.

- Nodulizante: FeSiMg (8.25% Mg, 45.5% Si)
- %Mg residual deseado: 0.035
- Eficiencia del proceso de nodularización: 30%
- Inoculación Temprana: 0.15% base silicio (FeSi, con 70% Si).

Para el caso particular de la fabricación de este hierro se utilizó un proceso de nodularización alternativo, el cual consiste en:

- a) Introducir el nodulizante en un bote metálico y sellarlo
- b) Introducir el bote con el nodulizante en el fondo de la olla de tratamiento y sujetarlo con una varilla de acero para que este no flote cuando se vacíe el metal líquido.
- c) Vaciar el metal líquido del horno de inducción a la olla de tratamiento, con la varilla, continuar sujetando del bote hasta que se termine de vaciar todo el metal líquido y la reacción de nodularización termine
- d) Regresar el metal líquido al horno de inducción.
- e) Vaciar el metal líquido del horno de inducción a la olla de tratamiento y realizar inoculación temprana.

La Tabla 3.3 muestra las cantidades adicionadas de materias primas y de ajuste para obtener el hierro aleado.

Tabla 3.3 Resumen del balance de carga. Cantidad en Kg de materias primas y de ajuste, así como el aporte de cada materia prima en la cantidad de cada elemento.

Materias Primas	Kg	%	C(kg)	Si(kg)	Mn(Kg)	P(Kg)	S(kg)	Cr(kg)	Ni(kg)	Mo(kg)
Arrabio	700	47.78	31.85	2.8	1.82	1.05	0.17	7X10 ⁻³	7X10 ⁻³	7X10 ⁻³
Retornos	420	28.66	13.86	7.40	3.12	0.294	0.029	2.85	7.01	0.613
Acero	280	19.11	1.26	1.51	2.21	0.072	0.059	0.98	0.728	0.084
Rec.	7.24	0.494	6.64	----	----	----	----	----	----	----
FeSi	4.95	0.337	----	3.6	----	----	----	----	----	----
FeMn	1.85	0.126	----	----	1.33	----	----	----	----	----
FeCr	8.40	0.573	----	----	----	----	----	5	----	----
FeNi	34.68	2.367	----	----	----	----	----	----	34.68	----
FeMo	8.14	0.555	----	----	----	----	----	----	----	4.94
Total	1465	100.0	53.61	15.31	8.48	1.41	0.258	8.83	42.42	5.64
			53.61	15.31	8.48	0.42	0.252	8.84	42.42	5.65

3.5. Análisis térmico

Para la obtención de las curvas de enfriamiento se realizó lo siguiente:

1. El metal líquido se extrae del horno de inducción luego de los tratamientos al metal líquido; nodularización e inoculación (inoculación temprana) aproximadamente 1360°C. Los moldes se colocaron lo más cerca del horno para evitar pérdidas importantes de temperatura.
2. Una vez que el metal entra al molde el adquiredor de datos comienza a mostrar datos en la interfaz del software.
3. La prueba termina cuando el metal alcanza la temperatura de 600°C ya que a esta temperatura ya no hay puntos de interés para este trabajo.

3.6. Obtención de muestras, preparación metalográfica y caracterización metalográfica

3.6.1. Obtención de muestras y preparación metalográfica

1. Se tomó una probeta y se cortó de forma horizontal, lo más cerca de la punta del termopar, esto con la finalidad de que lo que se muestre en la microestructura corresponda a lo presentado en la curva de enfriamiento. Para trabajar de forma más sencilla y rápida, a la sección con la que se pretendía trabajar, ver Figura 3.9 b) se le realizó un corte de tal forma que se obtuviera una pieza más pequeña

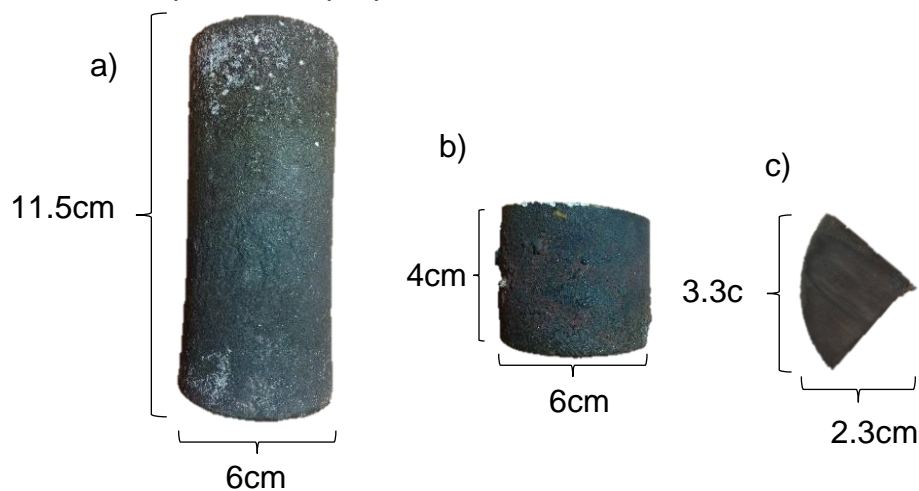


Figura 3.9 Dimensiones y secuencia de toma de muestras para la preparación metalográfica. a) Probeta recién extraída del molde de silicato – CO₂, b) Probeta cortada de forma horizontal y c) Muestra final donde se realizó la metalografía.

2. La muestra de la Figura 3.9c) se preparó para metalografía con el fin de caracterizar la microestructura. Para la preparación metalográfica se desbastó la pieza desde la lija 60 hasta 1000, el pulido se realizó con alúmina 0.3 μ m, la muestra fue enjugada con agua para eliminar el exceso de alúmina que pudiese existir y se secó con aire a presión, llegando a este punto, la muestra se llevó al microscopio metalográfico para tomar imágenes sin ataque y caracterizar el grafito precipitado.
3. La muestra se atacó con nital 2, después se llevó al microscopio metalográfico para caracterizar y tomar imágenes de la matriz.

4. Debido al contenido de Cr y Mo (0.568% y 0.44% respectivamente) la muestra presenta carburos aleados por lo que para evaluar el porcentaje de estos en la muestra, se atacó con el reactivo (HNO_3 10mL + HF 4mL) que “oscurece” la matriz y los nódulos y los carburos se muestran blancos. El tiempo de ataque aproximado fue de 4min.
5. Se tomó una muestra del sistema de colada, dicha muestra se tomó lo más cerca de la pieza. Esto con el fin de comparar las microestructuras de la probeta de análisis térmico y de la pieza. En la Figura 3.10 se muestra la sección tomada del sistema de colada

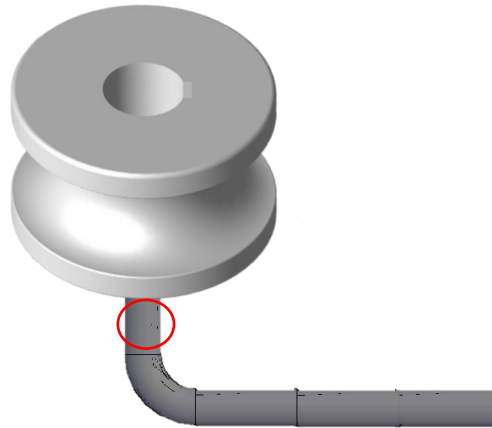


Figura 3.10 Esquema de la pieza prototipo fabricada en FYMSSSA y sección de donde se tomó la muestra (círculo).

3.6.2. Caracterización metalográfica

Caracterización metalográfica del grafito (sin ataque): tipo de nódulo, densidad de nódulos, tamaño de nódulo, % nodularidad, se realizó con la ayuda de los patrones comparativos de la norma ASTM A247. Para evaluar la fracción de carburos se usó el software Image J.

1. Para hacer uso adecuado de este software, debe calibrarse con ayuda de una reglilla. Se tomó foto de la reglilla (Figura 3.11) a los mismos aumentos a los que se tomaron las imágenes de la microestructura.

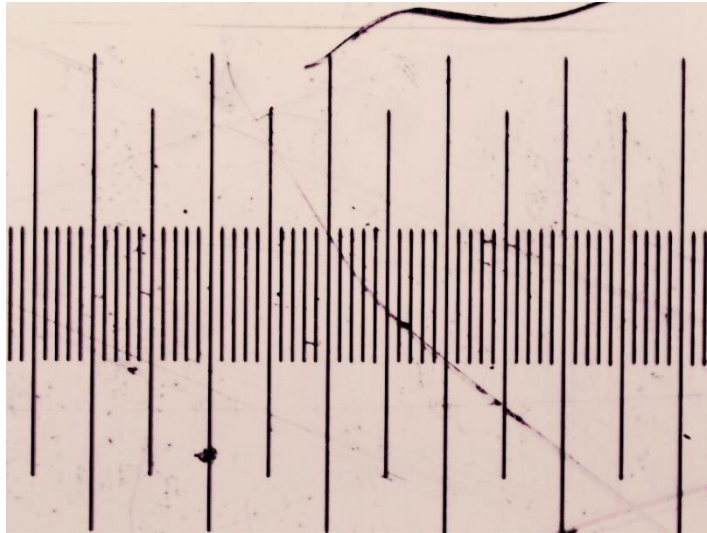


Figura 3.11 Imagen de la rejilla para calibrar el software image J. Imagen 100X.

3.6.3. Porcentaje de carburos

1. Debido al reactivo oscurecedor se obtuvo un gran contraste para determinar el porcentaje de carburos. en la Figura 3.12 se muestra la imagen tomada luego del ataque para evaluar el porcentaje de carburos.

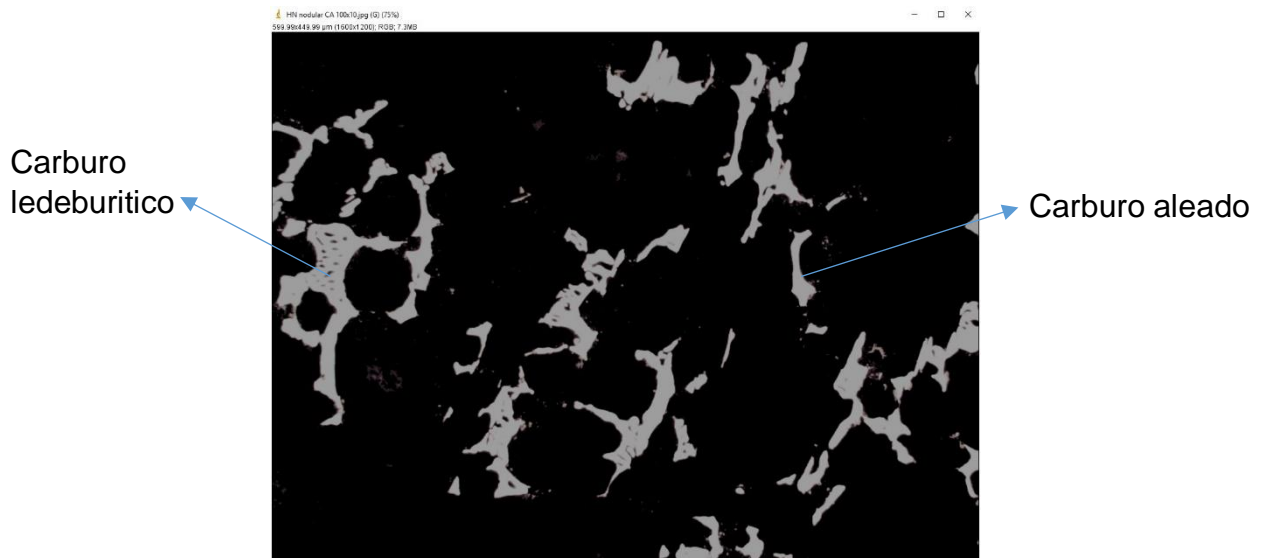


Figura 3.12 Microestructura con ataque, empleando el reactivo oscurecedor.

2. A la imagen original se le añade un filtro para delimitar de manera precisa que partícula es un carburo, una vez definidos los carburos se procede a hacer la imagen binaria en la Figura 3.13 se ejemplifica lo anterior

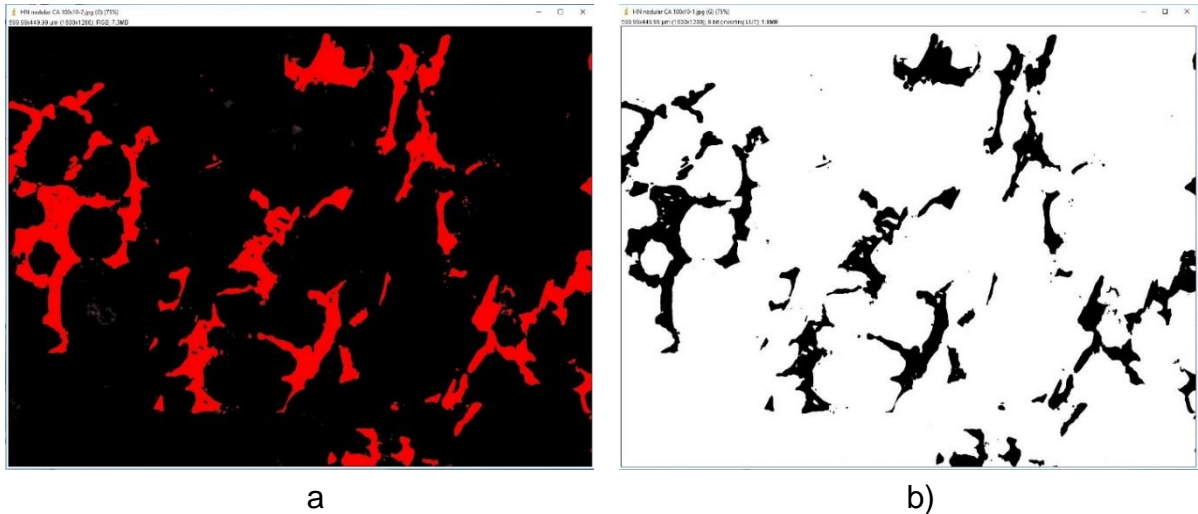


Figura 3.13 a) Delimitación de los carburos mediante el filtro. b) imagen binaria.

3. Después se usó una opción del software **Analyze | Analyze Particles**, el software solicita cual es el área mínima de las partículas a las cuales les determinara el área si en el paso anterior fue posible excluir todas las partículas que no son carburos es posible poner 0 pero si no se lograron excluir debe determinarse de manera aproximada el área de dichas partículas para en lugar de poner 0 sea el área máxima de estas partículas. hecho esto se procede a presionar la opción de “OK”
4. El software determina el área de cada carburo (Figura 3.14) para después obtener el área total que estos ocupan en la imagen. Una vez que el análisis termina el software despliega una ventana en donde es posible observar el % de área que estos ocupan en la imagen.

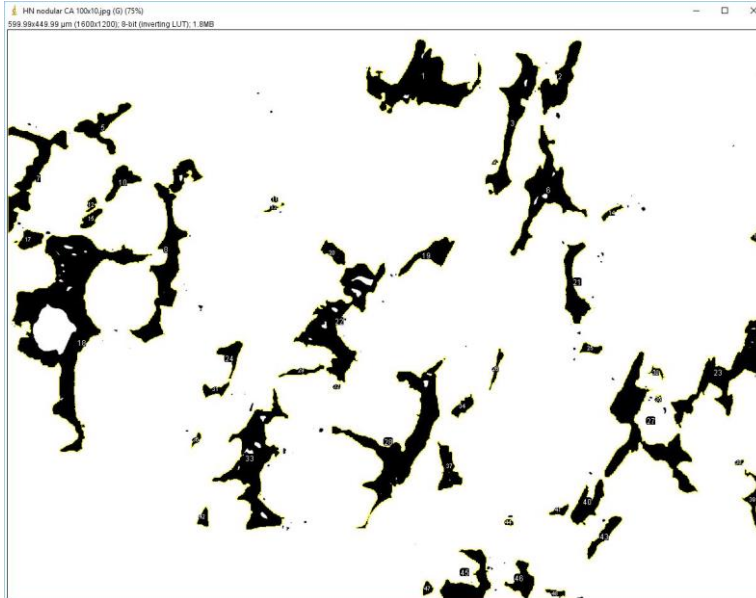


Figura 3.14 Microconstituyentes a las que el software les determino el área.

3.6.4. Nodularidad, densidad de nódulos, tipo de nódulo y tamaño de nódulo

Para todos los casos se hará uso de las imágenes de la microestructura que no tienen ataque. La caracterización del grafito precipitado se realizó con ayuda de los patrones de la norma ASTM A247. Este procedimiento exige que las imágenes hayan sido tomadas a 100X.

Para cuando se toman las imágenes a 100X se realiza una comparación entre las imágenes tomadas y los patrones como se muestra en la Figura 3.15

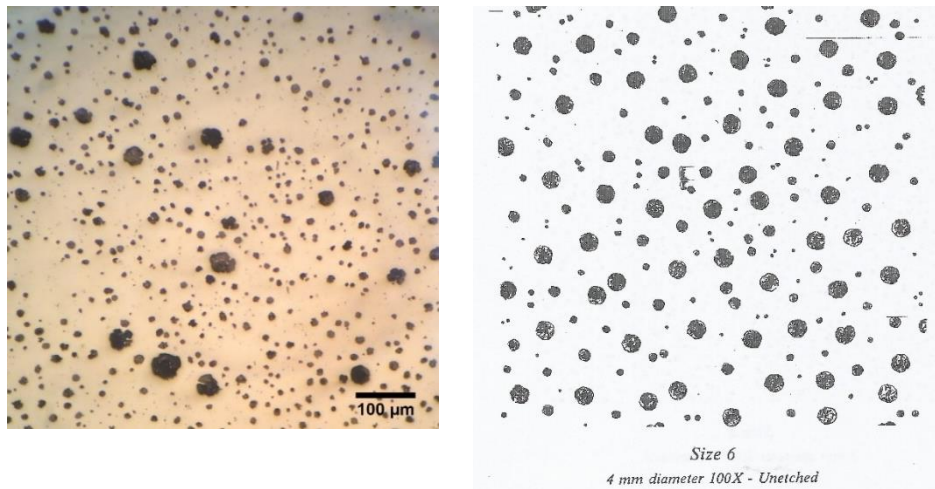


Figura 3.15 Comparación de una microestructura con un patrón de la norma ASTM A247. Esferoides negros, grafito, fondo “blanco” matriz sin ataque.

El procedimiento mencionado anteriormente se realizara con patrones ASTM A247 (anexo 2) %nodularidad, densidad de nódulos, tipo de nódulo y tamaño.

3.7. Ensayo de dureza Brinell.

- I. A partir de la toma de muestras para la preparación metalográfica se tomó una de estas, se desbaste con lija 120 y se llevó al durómetro Brinell que se muestra en la Figura 3.16.



Figura 3.16 Durómetro Brinell utilizado para determinar la dureza.

- II. Con ayuda de la ecuación (3)

$$P = 30D^2 \quad (3)$$

Donde:

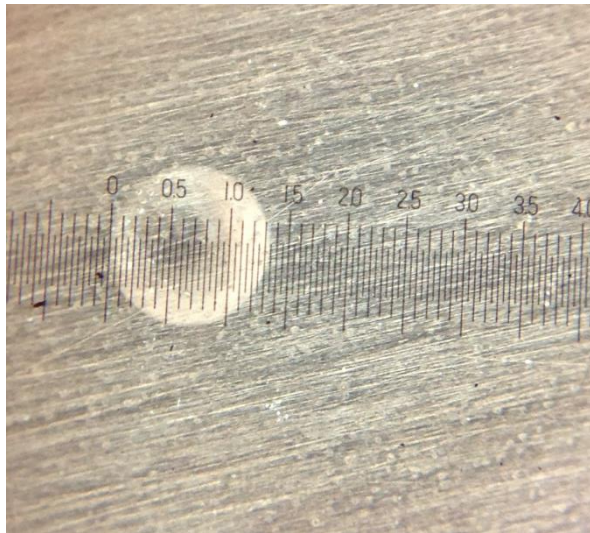
P = Es la carga a aplicar

D = Diámetro del indentador

Se determinó la carga a la cual sería sometida la pieza con un indentador de carburo de tungsteno de 5mm de diámetro, la carga total fue de 750kg con un tiempo de carga de 15 segundos

- III. El ensayo se realizó por triplicado (Figura b) 3.17) para obtener un diámetro promedio de la huella dejada por el indentador. La medición de la huella se realizó con ayuda de un microscopio de campo, ver Figura 3.17 a). El valor de dureza se obtuvo con la siguiente ecuación.

$$HB = \frac{P}{\left(\frac{\pi D}{2}\right) (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (4)$$



a



b)

Figura 3.17 a) Medición de la huella dejada por el indentador, valor medido 1.35mm. b) Identaciones en la muestra.

3.8. Ensayo de resistencia al desgaste.

Con una sección de la probeta de análisis térmico se maquinaron dos probetas de 6.23mm de diámetro y 6cm de altura

La prueba se realizó en el equipo de resistencia al desgaste, construido por profesores del edificio D, siendo este equipo una variante. La norma ASTM G99 no muestra condiciones específicas por lo que la selección de la carga, RPM y tiempo es libre, la Norma ASTM G132 presenta condiciones específicas para probetas o

pinos con diámetro de 6.23mm por lo que se tomaron algunas de estas para realizar el ensayo, la Tabla 3.4 muestra estas condiciones.

Tabla 3.4 Condiciones a las cuales se realizó el ensayo de desgaste.

Diámetro del pin	Longitud del pin	Carga	RPM	Tiempo
6.23 mm	2.75cm	66.7 N	100	60 min

A continuación se muestra el procedimiento aplicado para el ensayo de desgaste:

- I. Cortar de forma transversal la probeta de 6cm para obtener una probeta de menor tamaño de longitud. en la Figura 3.18 se muestra la longitud inicial de la probeta ensayada



Figura 3.18 Longitud inicial de la probeta ensayada. 2.75cm de longitud.

- II. Limpiar el pin completamente con acetona para eliminar grasas o aceites
- III. Pesar el pin en una balanza analítica con 4 cifras significativas. Realizar pesadas por triplicado.
- IV. Acondicionar el equipo con las condiciones de la Tabla 3.4.
- V. Colocar el pin en el equipo de desgaste y realizar el ensayo por 60min como se muestra en la Figura 3.19.
- VI. Retirar el pin del equipo y pesar nuevamente.
- VII. Realizar el paso V y VI hasta llegar a 240min.

VIII. Encendido el equipo, el rodillo de acero endurecido comienza a girar, las RPM's se pueden regular con una perilla, para obtener el valor exacto de estas se utilizó un tacómetro para medir las RPM. El pin y el rodillo hacen contacto directo entre ellos por lo que el mecanismo de desgaste es el adhesivo o de deslizamiento.

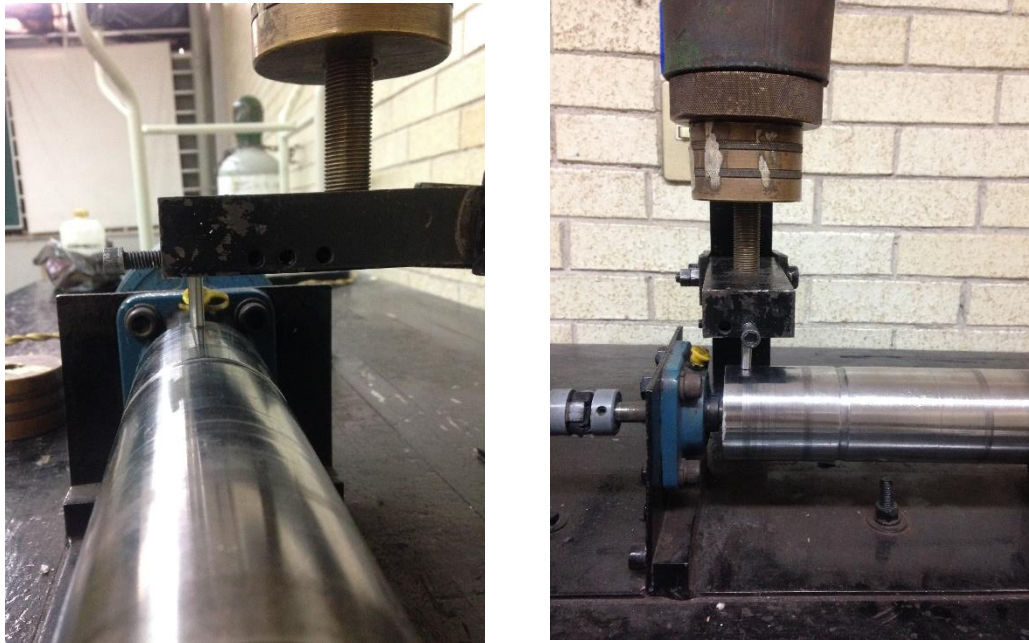


Figura 3.19 Equipo utilizado para realizar la prueba de desgaste

4. Resultados y Análisis.

4.1. Composición química.

La composición química del hierro nodular obtenido en la moneda por espectrometría de emisión atómica se presenta en la Tabla 4.1 así como la composición teórica.

Tabla 4.1 Composición química teórica y experimental del hierro nodular 100-70-03 aleado.

C.Q.	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mg	%Cr	%Mo	%Ni	%C.E.
Teórica	3.3	1.3	0.4	0.030	0.018	0.04	0.5	0.3	2.5	3.92
	-	-	-				-	-	-	
	3.7	1.8	0.6				0.75	0.5	3.5	
Experimental	3.19	1.72	0.562	0.029	0.019	0.021	0.568	0.445	2.849	3.77

El valor del carbono equivalente que presenta la composición química final de las probetas corresponde a un hierro hipoeutéctico. Generalmente se busca que los hierros nodulares tenga un %C.E. cercano al punto eutéctico (%C.E.=4.3) o ligeramente mayor a este, ya que habría mayor precipitación de nódulos. Si el %C.E. está por debajo del valor eutéctico la precipitación de nódulos disminuye lo que trae como consecuencia la formación de dendritas principales de γ y una distribución inadecuada de los nódulos. Además, un bajo %C.E. también significa una baja cantidad de C y Si lo que puede resultar perjudicial para la pieza final ya que estos dos elementos son los grafitizantes más fuertes, si estos están en baja cantidad se corre el riesgo de que la pieza se blanquee (presencia de carburos ledeburíticos)

4.2. Caracterización microestructural.

4.2.1. Carburos aleados y ledeburíticos.

La presencia de carburos en la muestra era un hecho casi predecible debido a la presencia de Cr y Mo que son elementos promotores de carburos.

En la Figura 4.1 Se visualizan 2 tipos de carburos: aleados y ledeburíticos. Debido a que la cantidad de Cr es menor al 2% la forma de los carburos aleados de cromo son del tipo cementita (M_3C) [28] cristalizan según una red ortorrómbica con 12 átomos de Fe y 4 de carbono. Mediante el analizador de imágenes image J de determino que la muestra en promedio contiene 12.38% de carburos.

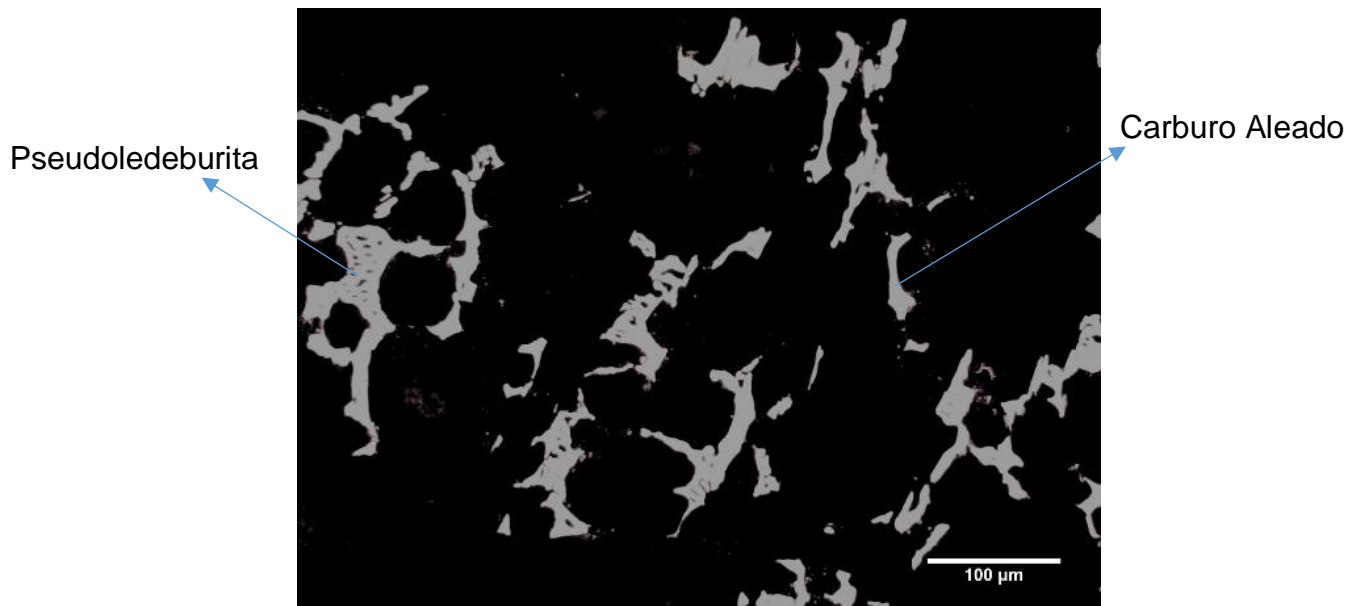


Figura 4.1 Imagen de la microestructura luego de ser atacada con el reactivo oscurecedor (HNO_3 10mL + HF 4mL). Imagen tomada a 100x.

El principal beneficio de la presencia de carburos aleados en una pieza, es el incremento en algunas propiedades mecánicas como la dureza, resistencia al desgaste, resistencia a la cedencia y resistencia a la tracción pero también se tiene una disminución en la ductilidad del material.

La presencia de carburos ledeburíticos en la microestructura es inusual ya que el análisis térmico mostro que la temperatura eutéctica no está por debajo del valor metaestable.

La formación de la ledeburita transformada se debe a:

- I. Altas velocidades de enfriamiento.
- II. Nula o insuficiente inoculación.
- III. Baja cantidad de grafitizantes.

4.2.2. Grafito:

En la Figura 4.2 se presentan las imágenes tomadas de la probeta de análisis térmico. Ambas pulidas y sin ataque, para caracterizar el carbono grafito, obteniendo los siguientes resultados mostrados en la Tabla 4.2.

Tabla 4.2 Caracterización del grafito precipitado.

% Nodularidad	Densidad de nódulos (nódulos/mm ²)	Tipo de grafito	Tamaño
70	100	2	5

Los parámetros mostrados anteriormente se obtuvieron analizando 5 imágenes.

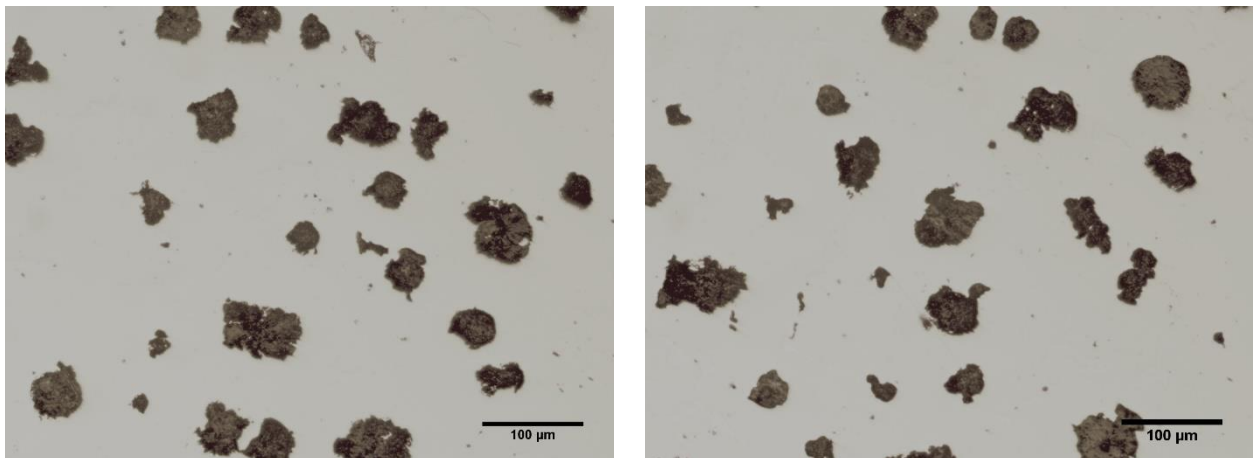


Figura 4.2 Imágenes sin ataque del hierro nodular aleado. Ambas tomadas a 100X para la caracterización del grafito.

4.2.2.1 %Nodularidad

Comparando con los patrones de la norma ASTM A247 (anexo 2) es posible observar que la nodularidad es relativamente baja. El Mg_r (magnesio residual) es el principal parámetro del cual depende la nodularidad. Consultando la Tabla 4.1, el Mg_r obtenido en la composición química final es de 0.021% cuando generalmente

se busca un valor de 0.04% las principales causas por las cuales el Mg se pierde son:

- I. Por una alta cantidad de S en el metal líquido lo cual para este caso particular no es la causa del bajo contenido de Mg ya que observando nuevamente la Tabla 4.1, el valor del S final es de 0.019%.
- II. Elementos envenenantes o degeneradores de grafito, elementos que, aun en concentraciones bajas, presentan un marcado efecto inhibitor sobre la formación del grafito nodular, tales como el titanio, bismuto, arsénico y plomo. En la composición química final ninguno de estos elementos está presente por lo que esta condición no explica la baja nodularidad.
- III. Tiempo de permanencia. El tiempo es un factor sumamente importante para definir la nodularidad ya que después del tratamiento de nodularización el Mg se comienza a consumir debido a que el punto de ebullición del magnesio es de 1090°C mientras que las temperaturas de trabajo del hierro nodular oscilan entre 1350°C y 1450°C por lo que tiempos prolongados traen consigo un decaimiento del contenido de Mg, el avance de este decaimiento se esquematiza en la Figura 4.3.

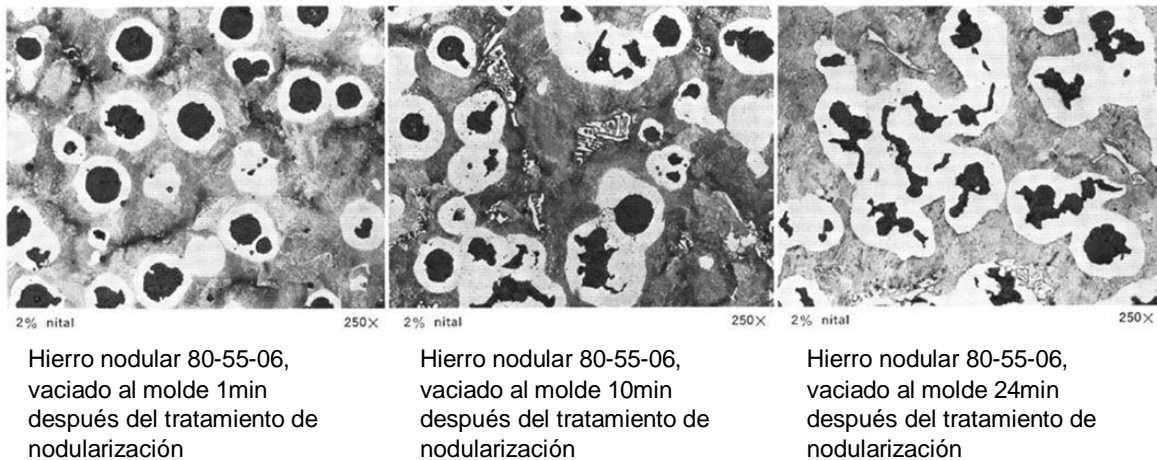


Figura 4.3 Decaimiento de la nodularidad conforme al tiempo transcurrido después del tratamiento de nodularización.

El método de nodularización alternativo descrito en el capítulo 3, sección “3.4.1. Fabricación del hierro nodular aleado” fue el usado para la fabricación del hierro

nodular bajo estudio. El uso de este proceso es debido a la falta de una olla acondicionada para realizar algún método de nodularización reportados en la literatura. Son bastantes maniobras as que se realizan para ejecutar este método lo que se traduce con tiempo de permanencia prolongado por lo que el decaimiento del Mg es severo.

Para este caso particular el tiempo de permanecía justifica que la nodularidad sea baja.

4.2.2.2 Densidad de nódulos

En la composición química se encuentra Mo y Cr, elementos formadores de carburos “*Corona y colaboradores* ^[29], realizaron pruebas fabricando hierro dúctil con diversas cantidades de Mo. Con el objetivo de conocer el efecto de este elemento sobre las propiedades mecánicas y microestructurales. El Mo promueve la formación de carburos, para lo cual consume carbono con el aumento en los contenidos de este elemento, la nodularidad disminuye generando nódulos cada vez más incompletos y deformes. La cantidad de elementos formadores de carburos que puede contener el hierro nodular sin afectar sus características microestructurales es diferente para cada elemento”.

A diferencia del molibdeno el cromo es un elemento aleante con mucha tendencia a la formación de carburos que desde un 0.3% es posible ver sus efectos en la microestructura. Por lo que el cromo consume carbono para formar carburos de cromo lo que disminuye la cantidad de grafito precipitado lo que a su vez disminuye la densidad de nódulos.

En la Figura 4.4 se muestra cómo la presencia de elementos aleantes afecta la cantidad de grafito precipitado. Debido a que el cromo necesita carbono para formar sus carburos este consumirá los nódulos de grafito para obtenerlo.

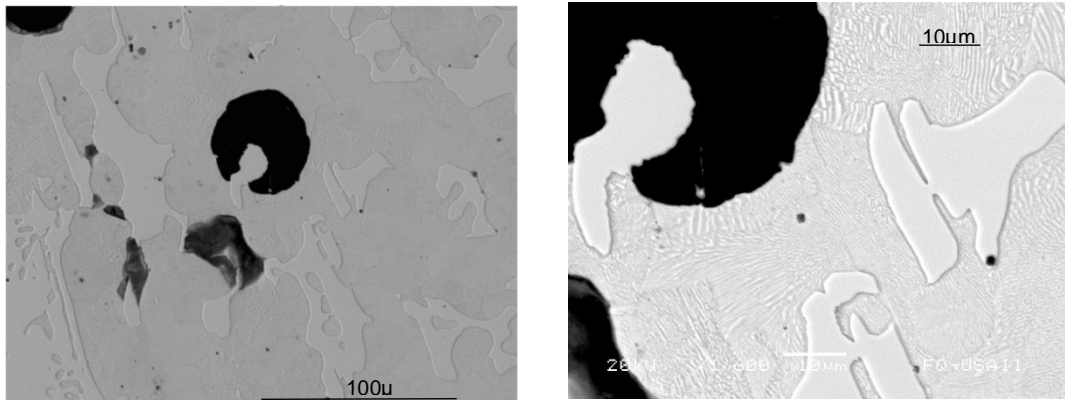


Figura 4.4 Carburo de cromo “consumiendo” un nódulo de grafito.

La baja densidad de nódulos también se le atribuye a la composición química, ya que esta es hipoeutéctica. Al ser un hierro de composición hipoeutéctica la precipitación de grafito no comienza después de la temperatura liquidus si no hasta después de la temperatura eutéctica por lo que la cantidad de grafito precipitado es baja en relación a la de un hierro con composición hipereutéctica.

Una baja densidad de nódulos pone en evidencia la mala ejecución del tratamiento de inoculación o la deficiente cantidad de inoculante, ya que este tratamiento al metal líquido es el encargado de crear los sitios donde el grafito precipitara. Por lo que si este tratamiento no se realizó de la forma adecuada traerá como consecuencia una baja densidad de nódulos.

4.2.3. Matriz:

La matriz que reporta FYMSSSA del hierro nodular 100-70-03 aleado con Cr, Ni y Mo y con un molde de arena, es perlítica, por lo que se esperaría tener una matriz prácticamente igual a la reportada por ellos debido a que el molde utilizado para el análisis térmico es de arena. En esta ocasión FYMSSSA utilizó un molde metálico para obtener la mayor dureza en la superficie de la pieza. Al cambiar de molde, la matriz de la pieza también cambiara.

Cuando se llevó al microscopio la muestra de la probeta de análisis térmico para tomar imágenes de la matriz a 100X, Figura 4.5, no era posible apreciar la matriz por lo que las capturas se realizaron a 200X, Figura 4.6, a estos aumentos era posible visualizar la matriz la cual resulto ser martensítica. Para asegurar que realmente se trataba de una matriz martensítica, se realizó un ensayo de dureza Brinell obteniendo los valores que se presentan en la Tabla 4.3

Tabla 4.3 Valores de dureza Brinell obtenidos al ensayar la probeta de análisis térmico

Identación	Huella (mm)	Dureza (Kg/mm ²)
1	1.35	514.23
2	1.3	555.33
3	1.3	555.33
Promedio	1.32	538.33

Los valores obtenidos en la Tabla 4.3 confirman que la matriz es martensítica

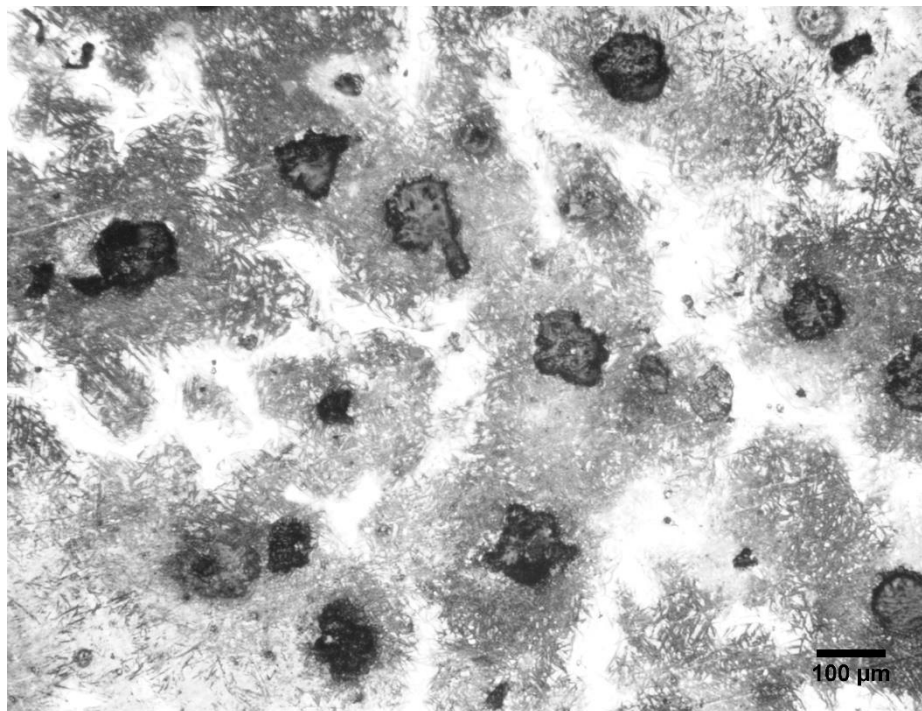


Figura 4.5 Imagen de la matriz tomada a 100X. Ataque realizado con nital 2

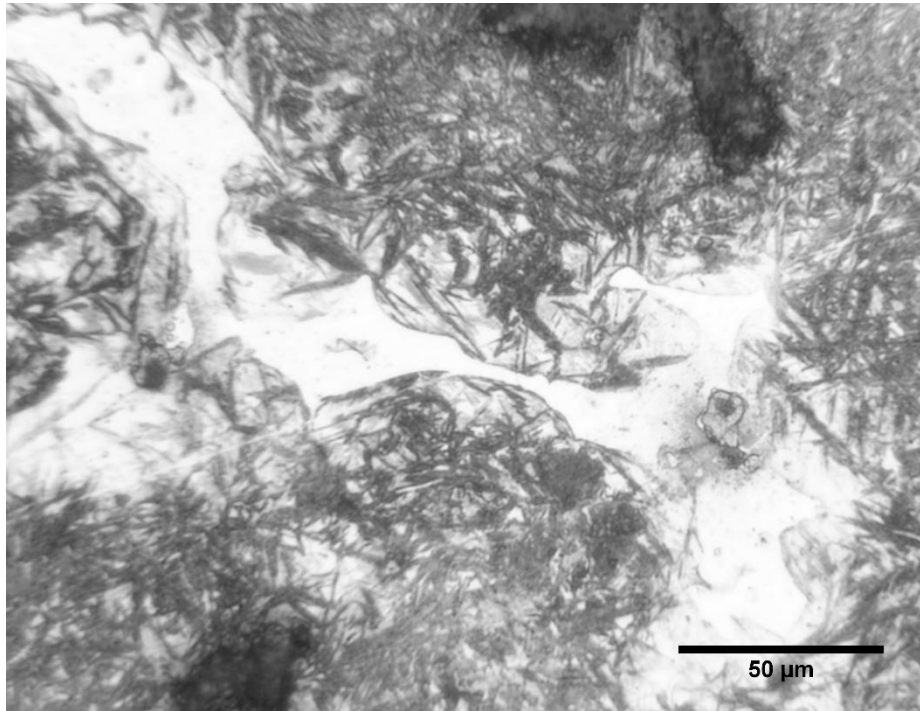


Figura 4.6 Imagen de la matriz tomada a 200X. Ataque realizado con nital 2

La transformación martensítica tiene lugar a velocidades de enfriamiento muy rápidas que dificultan la difusión del carbono. Si hubiera difusión se formarían las fases ferrita y cementita ^[30]

A la probeta de análisis térmico no se le realizó ningún tratamiento térmico posterior por lo que temple sucedió dentro del molde de silicato – CO₂. Los elementos aleantes juegan un papel importante ya que estos son los responsables del desplazamiento de las curvas en un diagrama TTT.

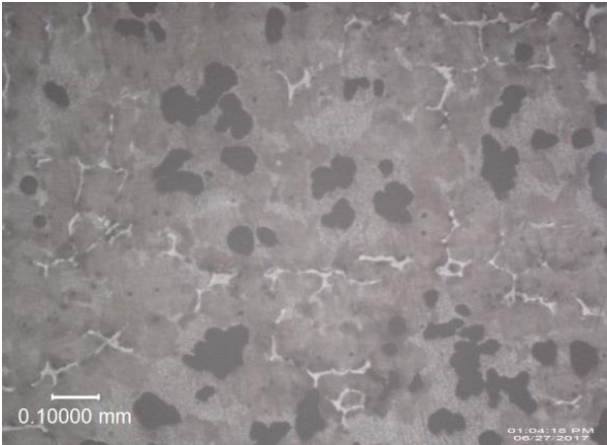
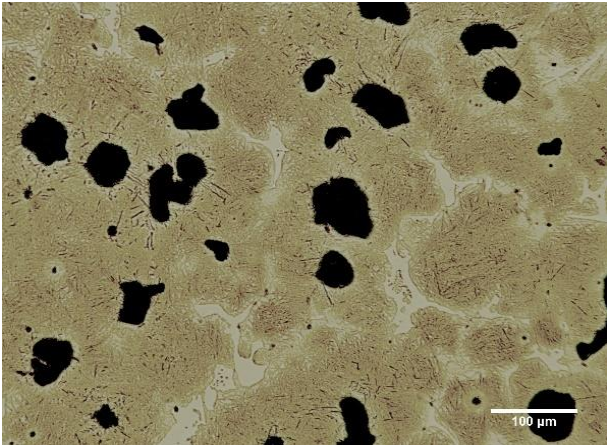
En el caso particular del níquel, que no forma carburos, desplaza todas las curvas sustancialmente a la derecha. Además, (Belzunce, 2001) ^[31] ha reportado “que el efecto principal del níquel en las fundiciones Ni-Hard, es el de incrementar su templabilidad, de tal manera que en piezas pequeñas se forma directamente martensita en un enfriamiento al aire”.

Los elementos que forman carburos, especialmente el cromo y el molibdeno, retardan la transformación perlítica en una proporción mayor que la transformación bainítica ^[6].

Por lo que la obtención de la matriz martensítica es en parte debido a los elementos aleantes y al enfriamiento que al hablar de enfriamiento este se relaciona directamente el tamaño de la sección.

En la Tabla 4.4 se compara el valor de dureza del sistema de colada de la pieza prototipo de FYMSSSA y la probeta de análisis térmico.

Tabla 4.4 Comparación de la matriz obtenida en el sistema de colada de la pieza real y la obtenida en la probeta de análisis térmico

Muestra	Aumentos	Dureza Brinell (kg/mm ²)
<p style="text-align: center;">Sistema de colada</p> 	100X	387
<p style="text-align: center;">Molde Silicato – CO₂</p> 	100X	538.33

Se obtuvo el valor de dureza del sistema de colada de la pieza de FYMSSSA, siendo esta la sección más delgada de toda la pieza teniendo un diámetro aproximadamente de 9cm se obtuvo un valor de 387HB 100 puntos menos que el valor de la probeta de análisis térmico que fue de 538HB lo que indica que la velocidad de enfriamiento fue otra causa de ello por qué se obtuvo una matriz martensítica. Ambas muestras tienen la misma composición química la única diferencia de estas dos muestras es su tamaño, mientras que el sistema de colada tiene un diámetro de 9cm la probeta de análisis térmico tiene un diámetro de 5cm por lo que la extracción de calor será más rápida en la probeta de análisis térmico dificultando la difusión del carbono. FYMSSSA reportó una matriz martensítica – perlítica en la pieza final, con una dureza de 450HB el no haber obtenido este valor en el sistema de colada se debe a que este no estuvo en contacto directo con el molde metálico.

La obtención de esta matriz martensítica en la probeta de análisis térmico se debió a un efecto combinado de los elementos aleantes y la velocidad de enfriamiento.

4.3. Análisis Térmico

En la Figura 4.7 se presenta la curva de enfriamiento completa, en ella se observan que los parámetros térmicos importantes asociados a este hierro hipoeutectico con elementos formadores de carburos, son los siguientes:

Temperatura de liquidus (T_{Liq}): 1187°C

Temperatura eutéctica experimental (TEE_{exp}): 1128°C

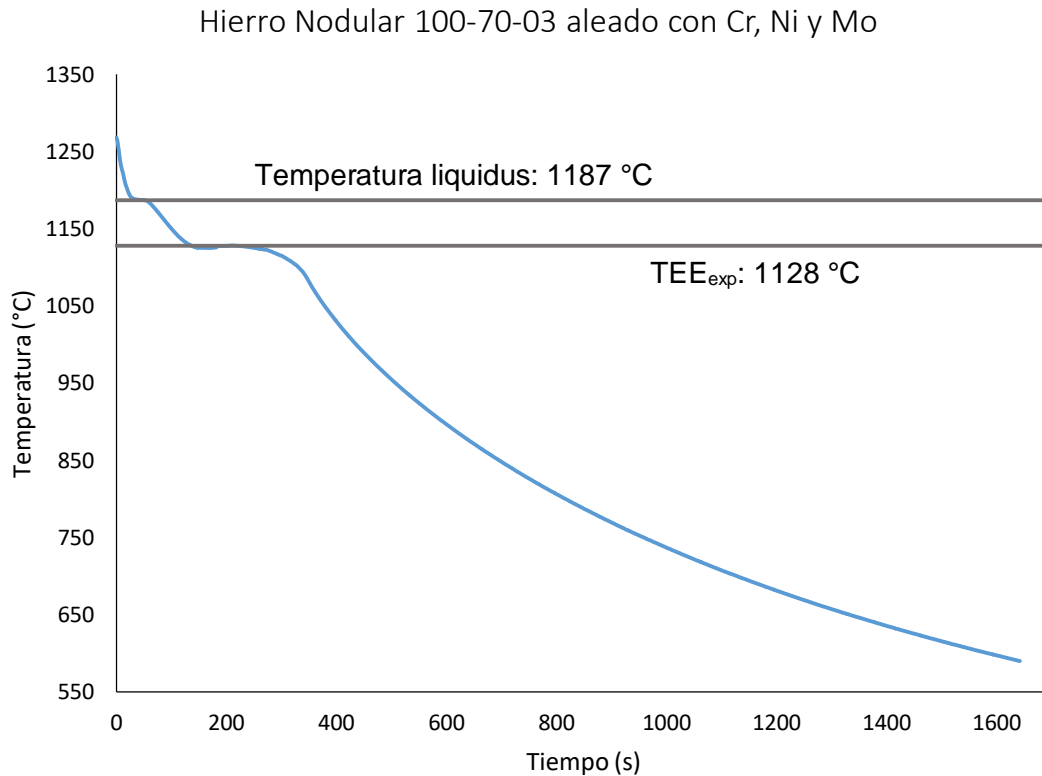


Figura 4.7 Curva de enfriamiento experimental del hierro nodular 100-70-03 aleado.

Para analizar la curva de enfriamiento obtenida se determinaron la temperatura eutéctica estable y metaestable, debido a la adición de elementos aleantes las temperaturas de 1154°C y 1148°C son las correspondientes a un diagrama de equilibrio por lo que estas cambian su valor.

Las temperaturas se calcularon con ecuaciones 1 y 2 que se revisaron en el capítulo 2 del presente trabajo.

$$TEE(\gamma + Cg) = 1154 + \%Si * fSi + \%Mn * fMn + \%Cr * fCr + \%Cu * fCu + \%Al * fAl + \%Ni * fNi + \%P * fP$$

$$TEE(\gamma + Cg) = 1154 + ((1.72)(4)) + ((0.562)(-2)) + ((0.568)(0)) + ((0.030)(5)) + ((0.010)(8)) + ((2.849)(4)) + ((0.029)(-30)) = 1170.51^{\circ}C$$

$$TEM(\gamma + Fe3C) = 1148 + \%Si * fSi + \%Mn * fMn + \%Cr * fCr + \%Cu * fCu + \%Al * fAl + \%Ni * fNi + \%P * fP$$

$$TEM(\gamma + Fe3C) = 1148 + ((1.72)(-10)) + ((0.562)(3)) + ((0.568)(7)) + ((0.030)(-2.3)) + ((0.010)(-15)) + ((2.849)(-6)) + ((0.029)(-37)) = 1118.08^{\circ}C$$

La tabla 4.5 presenta los valores de la temperatura eutéctica estable y metaestable obtenida por medio de las ecuaciones 1 y 2 y los valores al equilibrio de estas temperaturas al equilibrio.

Tabla 4.5 Temperaturas eutéctica estable y metaestable calculadas y al equilibrio.

Temperatura	TEE (°C)	TEM (°C)
Calculada	1170.51	1118.08
Equilibrio	1154	1148

Se aprecia un cambio considerable en los valores de las nuevas temperaturas eutécticas calculadas con las ecuaciones 1 y 2. La diferencia entre estas dos temperaturas es de 52.43°C es un rango “amplio” con respecto a las temperaturas eutécticas del diagrama de equilibrio Fe-C, lo que indica que teóricamente sería difícil observar en la microestructura carburos ledeburíticos. La diferencia tan “amplia” se debe al efecto de los elementos aleantes a pesar de que el Cr es un fuerte formador de carburos y el Mo es un estabilizador de carburos, el efecto del Ni es predominante, ya que el Ni es un elemento grafitizante, su principal función es separar las temperaturas eutécticas estable y metaestable para evitar que en la microestructura se presenten carburos ledeburíticos.

Si se solo se consideraran los valores de $TEE_{calculada}$ y $TEM_{calculada}$, indicaría que no habrá carburos ledeburíticos en la microestructura ya que la curva está por arriba del valor de $TEM_{calculado}$ como se muestra en la Figura 4.8, pero si se toman los valores de $TEE_{equilibrio}$ y $TEM_{equilibrio}$ indicaría que existen carburos ledeburíticos en la microestructura ya que la curva está por debajo del valor $TEM_{equilibrio}$. Teóricamente los valores de $TEE_{calculada}$ y $TEM_{calculada}$ son los más acertados ya que contemplan el efecto de los elementos aleantes pero la caracterización microestructural muestra lo contrario. En la sección “4.2.1 Carburos” fue posible ver carburos ledeburíticos. Por lo que surge una controversia: el análisis térmico muestra que no habrá presencia de carburos ledeburíticos pero en la microestructura es posible verlos.

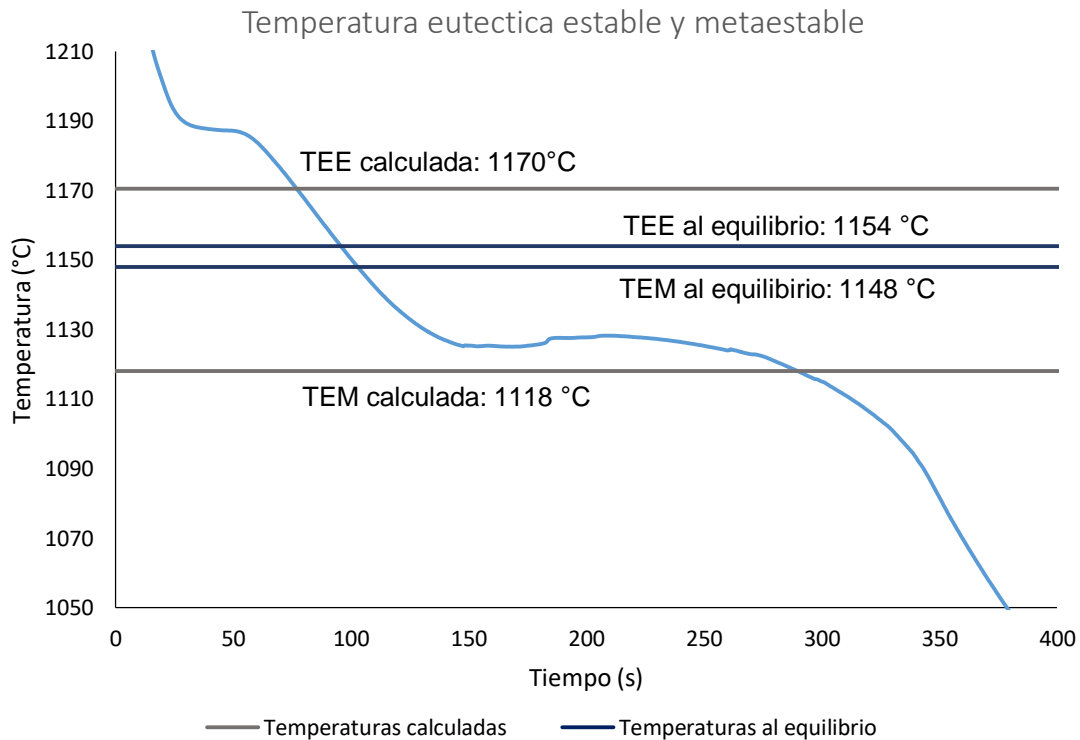


Figura 4.8 Temperatura eutéctica estable y metaestable, calculadas y al equilibrio, trazadas sobre la curva experimental

El cálculo de la temperatura eutéctica metaestable teórica fue por medio de una ecuación termodinámica (ecu. 2) que contempla a casi todos los elementos que contiene esta aleación a excepción del Mo por lo que el valor de temperatura calculado con esta ecuación no es del todo correcto si esta ecuación contemplase el molibdeno y sabiendo que este es un antigrafitizante (decrecen la $TEE_{calculada}$ pero incrementan la $TEM_{calculada}$) el valor de $TEE_{calculada}$ se incrementaría haciendo que la curva de enfriamiento este por debajo de este valor justificando así la presencia de carburos ledeburíticos.

En la caracterización microestructural también se observaron carburos aleados, la presencia de estos se debe al cromo y molibdeno. La curva de enfriamiento predice que habría presencia de estos en la microestructura, tal y como se muestra en la Figura 4.9.

Carburos aleados

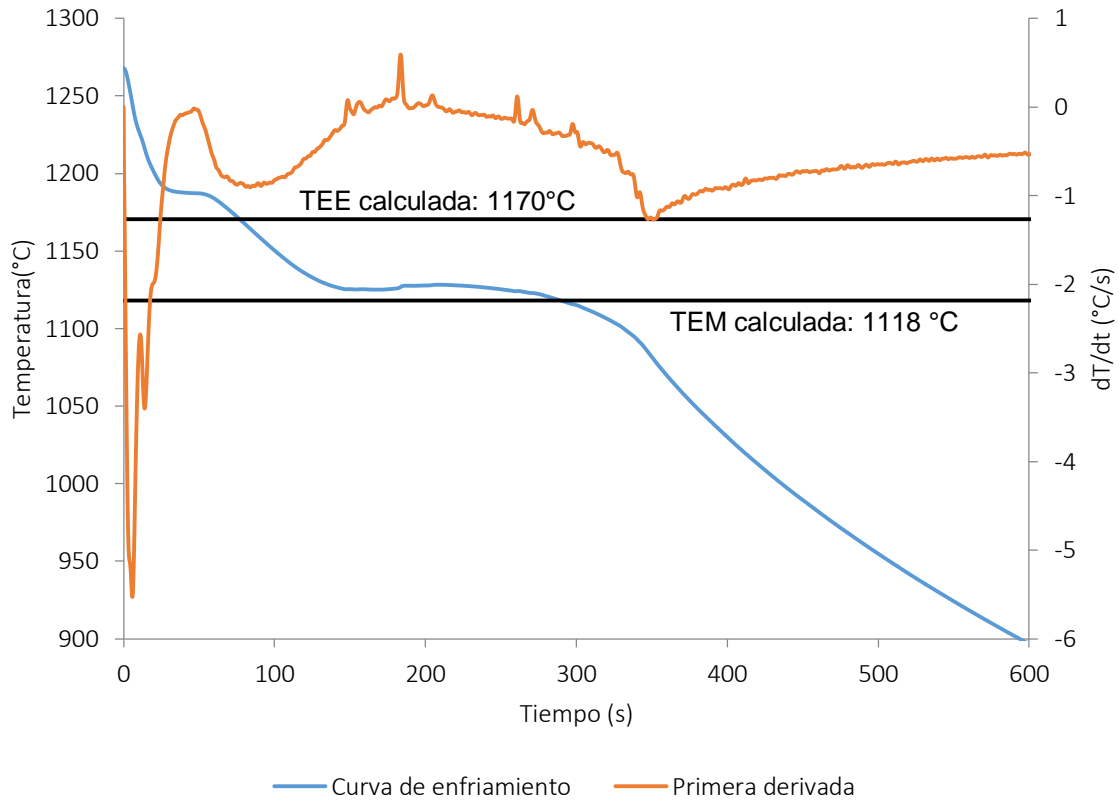


Figura 4.9 Formación de carburos aleados.

Los carburos no solo surgen durante la primera etapa del proceso de solidificación que conduce al enfriamiento, sino también durante las fases posteriores del proceso de solidificación. Como regla general, la reacción eutéctica libera suficiente calor para elevar la temperatura; sin embargo, hacia el final, la reacción se reduce y las temperaturas comienzan a disminuir. En caso de que metal líquido residual se enfríe por debajo de la temperatura eutéctica del sistema metaestable, se pueden desarrollar carburos aleados [24].

En la Figura 4.9 con ayuda de la primera derivada se corrobora que realmente la solidificación termina debajo de la temperatura eutéctica metaestable, por lo que en este punto en el metal líquido residual tiene bajas cantidades de elementos grafitizantes como resultado de la segregación hacia la austenita y altas cantidades de elementos formadores de carburos ya que estos migran a la fase líquida, los

formadores de carburo, como cromo y molibdeno, se acumulan en la fase líquida residual y estos logran combinarse con el carbono formando carburos aleados.

4.4. Resistencia al desgaste

La tabla 4.6 y 4.7 muestran las masas iniciales de las probetas sometidas a la prueba de desgaste así como la pérdida de masa de estas a lo largo del tiempo.

Tabla 4.6 Variación de las masas con respecto al tiempo, hierro nodular aleado

Tiempo	Masa 1 (g)	Masa 2 (g)	Masa 3 (g)	Promedio (g)	Pérdida de masa (g)
0	6.4536	6.4537	6.4537	6.4537	0.00000
60	6.4530	6.4532	6.4531	6.4531	0.00057
120	6.4524	6.4527	6.4525	6.4525	0.00057
180	6.4520	6.4519	6.4518	6.4519	0.00063
240	6.4510	6.4508	6.4512	6.4510	0.00090

La masa 1, 2 y 3 hace referencia a las tres pesadas que se le hicieron a los pines en la balanza analítica después de cada ciclo de prueba, ya que como se mencionó antes los pines se pesaron por triplicado. El tiempo mostrado en las Tablas 4.6 y 4.7 es acumulativo, ya que cada ciclo de prueba dura 60min por lo que para el segundo ciclo los pines han sufrido un tiempo total de 120min de prueba

Tabla 4.7 Variación de las masas con respecto al tiempo, hierro nodular convencional.

Tiempo	Masa 1 (g)	Masa 2 (g)	Masa 3 (g)	Promedio (g)	Pérdida de masa (g)
0	8.8403	8.8407	8.8409	8.8406	0.00000
60	8.8395	8.83896	8.8393	8.8392	0.00138
120	8.8375	8.8377	8.8379	8.8377	0.00155
180	8.8358	8.8359	8.8360	8.8359	0.00180
240	8.834	8.834	8.8341	8.8340	0.00187

Las tablas muestran que la probeta de hierro nodular aleado presenta una mejor resistencia al desgaste consecuencia de eso es la pérdida de masa ya que comparada con el hierro nodular convencional esta es mucho menor.

El hierro nodular convencional 100-70-03 tiene una matriz perlítica y una dureza de 270HB mientras que el hierro 100-70-03 aleado con Cr, Ni y Mo tiene una dureza de 538HB. La elevada dureza del hierro aleado se debe a la matriz martensítica y la presencia de carburos aleados y ledeburíticos la combinación de estas características le confieren al hierro una elevada dureza y por ende una alta resistencia al desgaste.

Ambos parámetros mencionados anteriormente se obtienen gracias a los elementos aleantes. La formación de carburos es debido al Cr y Mo y la martensita al Ni ya que este incrementa la posibilidad de obtener martensita es la microestructura

La figura 4.10 presenta la comparación entre la pérdida de peso del hierro nodular aleado y el convencional la prueba se realizó a temperatura ambiente.

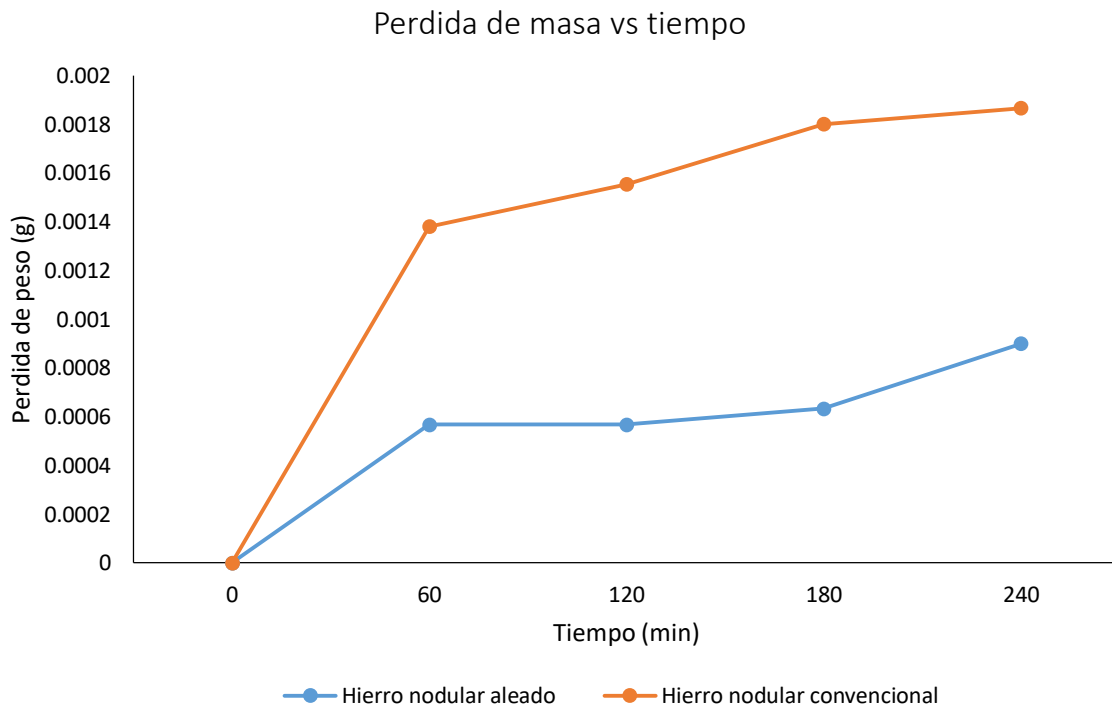


Figura 4.10 Comparación entre la pérdida de peso a lo largo del tiempo del hierro nodular aleado y el convencional.

La tabla 4.8 muestra una comparación entre los valores de dureza de la aleación bajo estudio y aleaciones comerciales resistentes al desgaste tomando solo el valor de dureza es posible de decir que la aleación bajo estudio es apta para aplicaciones que requieran alta resistencia al desgaste

Tabla 4.8 Hierro nodular bajo estudio y aleaciones comerciales resistentes al desgaste.

Aleación	Dureza Brinell
Hiero Nodular Aleado	512 – 555
Amera-Braze 420	390 – 420
RAEX™ 500	450 – 540
Ni-Hard tipo I – IV.	350 – 550
Funciones blancas de alta aleación	450 – 800

5. Conclusiones

Al finalizar el presente trabajo se llegaron a las siguientes conclusiones:

- I. La adición del Cr, Ni y Mo a un hierro nodular 100-70-03 genera carburos ledeburíticos y aleados, incrementado la dureza y la resistencia al desgaste.
- II. La presencia de 0.568%Cr, 0.445%Mo y 2.849%Ni promovió la formación de martensita en el hierro nodular bajo estudio.
- III. El hierro nodular 100-70-03 aleado con Cr, Ni y Mo presentó una mejor resistencia al desgaste en comparación al hierro nodular 100-70-03 convencional.
- IV. Con la curva de enfriamiento fue posible predecir la formación de carburos aleados pero no la de carburos ledeburíticos.
- V. La aleación bajo estudio podría ser apta para aplicaciones que demanden alta resistencia al desgaste.

6. Referencias:

1. Apraiz, J., (1963), *Fundiciones*, Dossat, España, Madrid pp. 1 – 3, 71 – 74
2. Rizzo Downes N. (2016) *Fundición Nodular de Alto Rendimiento*, INTI – Mecánica, Buenos Aires, Argentina. pp.8 – 13
3. Vega Utrera M. (2003) *Fundiciones Grises aleadas de alta resistencia* [archivo PDF]. Universidad de Montevideo, Facultad de Ingeniería. pp. 1 – 2. Recuperado de <https://www.researchgate.net/publication/38290099>
4. *Tratamientos de fundiciones de hierro*, [archivo PDF] Universidad Tecnológica Nacional, Facultad Regional Rosario. pp.4 – 5, 7 – 8. Recuperado de <https://www.frro.utn.edu.ar/>
5. Castro G. (2009) *Fundiciones*, [archivo PDF] Universidad de Buenos Aires, Facultad de Ingeniería. pp.4, 5 – 6. 9 – 10 Recuperado de <http://campus.fi.uba.ar>
6. Marcos Guevara Torres, (2017), *Efecto del nivel de inoculación sobre la densidad del grafito compacto en un CGI (Compacted Graphite Iron)*, (tesis de licenciatura), Facultad de Química UNAM, México, Cd.Mx. pp. 12.
7. F. J. Belzuce (2001), *Aceros y Fundiciones: estructuras, transformaciones, tratamientos térmicos y aplicaciones* [archivo PDF], Universidad de Oviedo, pp. 181 – 186. Recuperado de: <http://www.uniovi.es/>
8. (2008) *Fundición Nodular*, [archivo PDF] Pontificia Universidad Católica Argentina, Facultad Católica de Química e Ingeniería. pp.5 – 7. Recuperado de <http://www.uca.edu.ar>.
9. Santamaría Barajas Y. (2016) *Apuntes Fundiciones de hierro* [archivo PDF], Universidad Técnica Federico Santa María. pp.9 – 10, 15. <http://www.usm.cl/>
10. Oscar Manzano Olea, (2010), *Estudio del efecto de la densidad de nódulos sobre las propiedades mecánicas del hierro dúctil* (tesis de maestría), Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas IPN, México, CDMX. pp. 23 – 24

11. Sukomal Ghosh, (2008), Production Aspects Of Spheroidal Graphite Iron, *Special Metal Casting and Forming Processes*, pp. 4 – 11.
12. Departamento de Metalurgia, (2014), *Fabricación de hierro gris, blanco y nodular*, Laboratorio de Fundición, Facultad de química, UNAM
13. *Inoculation of cast iron*. [Archivo PDF] Dublin, Ohio, USA: W. Maschke I M. Jonuleit, pp.3, 6. Disponible en: <http://www.ask-chemicals.com>
14. Álvaro José Mayorga Vergara, (2015), *Análisis Térmico de Hierros Nodulares Aleados con cromo y relación con carburos precipitados*, (tesis de licenciatura), Facultad de Química UNAM, México, Cd.Mx. pp. 17
15. *Influencia de un tercer elemento en la fundición gris*, [archivo PDF] Universidad de Piura. pp.4 – 5. Recuperado de <http://www.biblioteca.udep.edu.pe>
16. American Society of Metals (ASM), 1988, Metals Handbook Vol. 15, “Casting” 9th edition, ASM International, USA, pp. 126 – 131, 849 – 850, 1407 – 1409, 1434, 1486 – 1487,
17. Héctor Villacorta A., Víctor Falconi R., Walter Rengifo S., Miguel J. Martínez C. (2011), *Influencia del cobre en la transformación gamma – alfa en la fundición gris y nodular – templabilidad*. Revistas de investigación UNMSM, pp. 7.
18. Eduardo Colín García, (2016), *Efecto de la densidad de nódulos sobre las propiedades mecánicas de ADI’s aleados con Ni*, (tesis de maestría), Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas IPN, México, Cd. Mx. pp. 13 – 14
19. M.A. Acosta, M. Martínez Madrid, J.A. Lopez, (2000), *Efecto de la temperatura de austemperizado en la velocidad de crecimiento de grietas en hierros nodulares modificados con cobre, níquel y/o molibdeno*, Revista Latinoamericana de metalurgia y materiales, Vol. 20 N° 1. pp. 2

20. Sheikholeslami M., Boutorabi S.M.A, *A Research on the calculation of graphitization ability of gray cast irons*, Iranian Journal of Materials Science and Engineering Vol. 9 N°4, pp. 1 – 2.
21. Giacopini A, Boeri R y Sikora J. (2001) *Disolución de carburos en piezas de fundición esferoidal*, Jornadas SAM-CONAMET, Mar del Plata, Argentina, pp. 2
22. Rubén Torres González, (2000), *Análisis térmico y propiedades mecánicas en una aleación tipo A319*, (tesis de maestría), Facultad de ingeniería mecánica y eléctrica UANL, México. pp. 39 – 42
23. Santamaría Barajas Y. (2016) *Apuntes Fundiciones de hierro*, Universidad Técnica Federico Santa María. pp.9 – 10, 15 – 16, 19 – 21.
24. *Carbide*, Disponible en: <https://www.giessereilexikon.com/en/foundry-lexicon/Encyclopedia/show/carbide-2507/>, [Fecha de consulta: 18 Nov. 2017]
25. Óliver Luengo López, (2008) *Estudio tribológico de fricción y desgaste de capas de aleación NiP*, (Tesis de licenciatura) Ingeniería de materiales, Escuela Técnica Superior de Ingeniería Industrial de Barcelona, España. pp. 15
26. Juan Camilo Ávila H. (2015), *Estudio Comparativo de la Resistencia al desgaste adhesivo en un acero AISI/SAE 1040 con temple y revenido*, (tesis de licenciatura), Facultad tecnológica, Universidad Distrital Francisoco José de Caldas, Colombia, Bogotá, pp. 8, 15,
27. Mecanismos básicos de desgaste, Monterrey, N.L. Lublearn by Noria Latin America. Recuperado de: <http://noria.mx/lublearn/mecanismos-basicos-de-desgaste/> [fecha de consulta: 26 de octubre de 2017]
28. *Fundiciones blancas de alta aleación*, [Archivo PDF], Facultad de ingeniería UNLP, pp. 1. Recuperado de: www.ing.unlp.edu.ar
29. Israel Corona, José Luis Rodríguez, J. Federico Chávez. *Estudio del efecto del molibdeno en la nodularidad de hierros dúctiles en espesores normales y delgados*. Simposio Nacional de Siderurgia

30. *Curvas T.T.T*, pp. 9-10, Disponible en:
<http://www6.uniovi.es/usr/fblanco/Tema1.CurvasTTT.pdf> [Fecha de consulta: 3 Nov. 2017]
31. *Principios generales de los tratamientos térmicos de los aceros*, PP 6-7, 10. Disponible en https://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_anio/metalografia/4-PRINCIPIOS_GENERALES_DE_LOS_TT_v2.pdf [Fecha de consulta: 29 Oct. 2017]

7. Anexos:

7.1. Anexo 1 Balance de carga:

1. Cálculo de la cantidad de elementos necesarios.

$$C = \frac{1400Kg \left(\frac{3.6}{100}\right)}{\left(\frac{94}{100}\right)} = 53.61Kg$$

$$Mn = \frac{1400Kg \left(\frac{0.6}{100}\right)}{\left(\frac{99}{100}\right)} = 8.48Kg$$

$$S = \frac{1400Kg \left(\frac{0.018}{100}\right)}{\left(\frac{100}{100}\right)} = 0.252 Kg$$

$$P = \frac{1400Kg \left(\frac{0.03}{100}\right)}{\left(\frac{100}{100}\right)} = 0.42 Kg$$

$$Cr = \frac{1400Kg \left(\frac{0.625}{100}\right)}{\left(\frac{99}{100}\right)} = 8.84 Kg$$

$$Ni = \frac{1400Kg \left(\frac{3.0}{100}\right)}{\left(\frac{99}{100}\right)} = 42.42Kg$$

$$Mo = \frac{1400Kg \left(\frac{0.4}{100}\right)}{\left(\frac{99}{100}\right)} = 5.65Kg$$

$$Si = \frac{1400Kg \left(\frac{1.7}{100} - \frac{0.15}{100} - \frac{Nodulizante}{100}\right)}{\left(\frac{94}{100}\right)}$$

2. Cantidades Aportadas por las materias primas prefijadas:

Arrabio (700 Kg)

Retornos (420 Kg)

Acero 1045 (280 Kg)

$$C = 700 kg \left(\frac{4.55}{100}\right) = 31.85Kg$$

$$C = 420 kg \left(\frac{3.3}{100}\right) = 13.86Kg$$

$$C = 280 kg \left(\frac{0.45}{100}\right) = 1.26Kg$$

$$Si = 700 kg \left(\frac{0.4}{100}\right) = 2.8Kg$$

$$Si = 420 kg \left(\frac{1.763}{100}\right) = 7.40Kg$$

$$Si = 280 kg \left(\frac{0.54}{100}\right) = 1.51Kg$$

$$Mn = 700 kg \left(\frac{0.26}{100}\right) = 1.82Kg$$

$$Mn = 420 kg \left(\frac{0.743}{100}\right) = 3.12Kg$$

$$Mn = 280 kg \left(\frac{0.79}{100}\right) = 2.21Kg$$

$$P = 700 kg \left(\frac{0.15}{100}\right) = 1.05Kg$$

$$P = 420 kg \left(\frac{0.07}{100}\right) = 0.294Kg$$

$$P = 280 kg \left(\frac{0.026}{100}\right) = 0.072Kg$$

$$S = 700 \text{ kg} \left(\frac{0.024}{100} \right) = 0.17 \text{ Kg}$$

$$S = 420 \text{ kg} \left(\frac{0.007}{100} \right) = 0.029 \text{ Kg}$$

$$S = 280 \text{ kg} \left(\frac{0.021}{100} \right) = 0.059 \text{ Kg}$$

$$Cr = 700 \text{ kg} \left(\frac{0.001}{100} \right) = 7 \times 10^{-3} \text{ Kg}$$

$$Cr = 420 \text{ kg} \left(\frac{0.678}{100} \right) = 2.85 \text{ Kg}$$

$$Cr = 280 \text{ kg} \left(\frac{0.35}{100} \right) = 0.98 \text{ Kg}$$

$$Ni = 700 \text{ kg} \left(\frac{0.001}{100} \right) = 7 \times 10^{-3} \text{ Kg}$$

$$Ni = 420 \text{ kg} \left(\frac{1.67}{100} \right) = 7.01 \text{ Kg}$$

$$Ni = 280 \text{ kg} \left(\frac{0.26}{100} \right) = 0.728 \text{ Kg}$$

$$Mo = 700 \text{ kg} \left(\frac{0.001}{100} \right) = 7 \times 10^{-3} \text{ Kg}$$

$$Mo = 420 \text{ kg} \left(\frac{0.146}{100} \right) = 0.613 \text{ Kg}$$

$$Mo = 280 \text{ kg} \left(\frac{0.03}{100} \right) = 0.084 \text{ Kg}$$

Inoculante

%Si= 70

Nodulizante: Noduloy

%Mg= 8.25

%Si= 45.5

$$\%Mg = \frac{\%Mg \text{ deseado}}{\%Mg \text{ recuperado} * 0.01} + S_{\text{en la aleacion}}$$

$$\%Mg = \frac{0.035\%}{30\% * 0.01} + 0.018 = 0.135\%$$

$$\%FeSiMg = \%Mg_{\text{a adicionar}} \left(\frac{FeSiMg}{\%Mg \text{ en } FeSiMg} \right)$$

$$\%FeSiMg = 0.135\%Mg \left(\frac{100\% FeSiMg}{8.25\%Mg} \right) = 1.64\%FeSiMg$$

$$1400 \text{ Kg Aleación} \left(\frac{1.64 \text{ Kg } FeSiMg}{100 \text{ Kg Aleación}} \right) = 22.96 \text{ Kg } FeSiMg$$

$$22.96 \text{ Kg } FeSiMg \left(\frac{45.5 \text{ Kg } Si}{100 \text{ Kg } FeSiMg} \right) = 10.44 \text{ Kg } Si$$

$$10.44 \text{ Kg } Si = \left(\frac{100\%}{1400 \text{ Kg}} \right) = 0.746\% \text{ de } Si$$

$$Si = \frac{1400Kg \left(\frac{1.7}{100} - \frac{0.15}{100} - \frac{0.75}{100} \right)}{\left(\frac{94}{100} \right)} = 11.91Kg$$

Balance para C

Requerido =	Arrabio	Retornos	Acero 1045
53.61Kg C =	31.85Kg C	13.86Kg C	1.26Kg C

53.61Kg C = 46.97Kg C + Recarburante (99.68 Kg C/100 Recarburante)
 6.64Kg = Recarburante (99.68Kg C/100Kg Recarburante)
 6.64 Kg C (100Kg de Recarburante / 99.68Kg C)(100/92) = 7.24 Kg de Rec.

Balance para Si

Requerido =	Arrabio	Retornos	Acero 1045
15.31Kg Si =	2.8Kg Si	7.40Kg Si	1.51Kg Si

15.31Kg Si = 11.71Kg Si + FeSi (75.7 Kg Si/100 FeSi)
 3.6Kg Si = FeSi (75.7Kg Si/100Kg FeSi)
 3.6 Kg Si (100Kg FeSi / 75.7Kg Si)(100/96) = 4.95 Kg de FeSi

Balance para Mn

Requerido =	Arrabio	Retornos	Acero 1045
8.48Kg Mn =	1.82Kg Mn	3.12Kg Mn	2.21Kg Mn

8.48Kg Mn = 7.15Kg Mn + Fe Mn (73.1 Kg Mn/100 FeMn)
 1.33Kg Mn = FeMn (73.1Kg Mn/100Kg FeMn)
 1.33Kg Mn (100Kg FeMn / 73.1Kg Mn)(100/98) = 1.85Kg de FeMn

Balance para P

Requerido =	Arrabio	Retornos	Acero 1045
0.42Kg P =	1.05Kg P	0.294Kg P	0.072Kg P

0.42Kg P = 1.05Kg P + 0.294Kg P + 0.072Kg P
 0.42Kg P = 1.41Kg P En exceso

Balance para S

Requerido =	Arrabio	Retornos	Acero 1045
0.252Kg S =	0.17Kg S	0.029Kg S	0.059Kg S

$0.252\text{Kg S} = 0.17\text{Kg S} + 0.029\text{Kg S} + 0.059\text{Kg S}$
 $0.252\text{Kg S} = 0.258\text{ Kg S OK}$

Balance para Cr

Requerido =	Arrabio	Retornos	Acero 1045
8.84Kg Cr =	$7 \times 10^{-3}\text{Kg Cr}$	2.85Kg Cr	0.98Kg Cr

$8.84\text{Kg Cr} = 3.84\text{Kg Cr} + \text{FeCr} (62\text{Kg Cr}/100\text{Kg FeCr})$
 $5\text{Kg Cr} = \text{FeCr} (62\text{Kg Cr}/100\text{Kg FeCr})$
 $5\text{Kg Cr} (100\text{Kg FeCr} / 62\text{Kg Cr})(100/96) = 8.40\text{Kg de FeCr}$

Balance para Ni

Requerido =	Arrabio	Retornos	Acero 1045
42.42Kg Ni =	$7 \times 10^{-3}\text{Kg Ni}$	7.01Kg Ni	0.728Kg Ni

$42.42\text{Kg Ni} = 7.74\text{Kg Ni} + \text{FeNi} (100\text{Kg Ni}/100\text{FeNi})$
 $34.68\text{Kg Ni} = \text{FeNi} (100\text{Kg Ni}/100\text{Kg FeNi})$
 $34.68\text{Kg Ni} (100\text{Kg FeNi} / 100\text{Kg Ni})(100/100) = 34.68\text{Kg de FeNi}$

Balance para Mo

Requerido =	Arrabio	Retornos	Acero 1045
5.65Kg Mo =	$7 \times 10^{-3}\text{Kg Mo}$	0.613Kg Mo	0.084Kg Mo

$5.65\text{Kg Mo} = 0.704\text{Kg Mo} + \text{FeMo} (62\text{Kg Mo}/100\text{FeMo})$
 $4.94\text{Kg Mo} = \text{FeMo} (62\text{Kg Mo}/100\text{Kg FeMo})$
 $4.94\text{Kg Mo} (100\text{Kg FeMo} / 62\text{Kg Mo})(100/98) = 8.14\text{ Kg de FeMo}$

Tabla 7.1 Resumen del balance de carga. Cantidad en Kg de materias primas y de ajuste, así como el aporte de cada materia prima en la cantidad de cada elemento

Materias Primas	Kg	%	C(kg)	Si(kg)	Mn(Kg)	P(Kg)	S(kg)	Cr(kg)	Ni(kg)	Mo(kg)
Arrabio	700	47.78	31.85	2.8	1.82	1.05	0.17	7X10 ⁻³	7X10 ⁻³	7X10 ⁻³
Retornos	420	28.66	13.86	7.40	3.12	0.294	0.029	2.85	7.01	0.613
Acero	280	19.11	1.26	1.51	2.21	0.072	0.059	0.98	0.728	0.084
Rec.	7.24	0.494	6.64	----	----	----	----	----	----	----
FeSi	4.95	0.337	----	3.6	----	----	----	----	----	----
FeMn	1.85	0.126	----	----	1.33	----	----	----	----	----
FeCr	8.40	0.573	----	----	----	----	----	5	----	----
FeNi	34.68	2.367	----	----	----	----	----	----	34.68	----
FeMo	8.14	0.555	----	----	----	----	----	----	----	4.94
Total	1465	100.0	53.61	15.31	8.48	1.41	0.258	8.83	42.42	5.64
			53.61	15.31	8.48	0.42	0.252	8.84	42.42	5.65

7.2. Anexo 2 Patrones ASTM A247

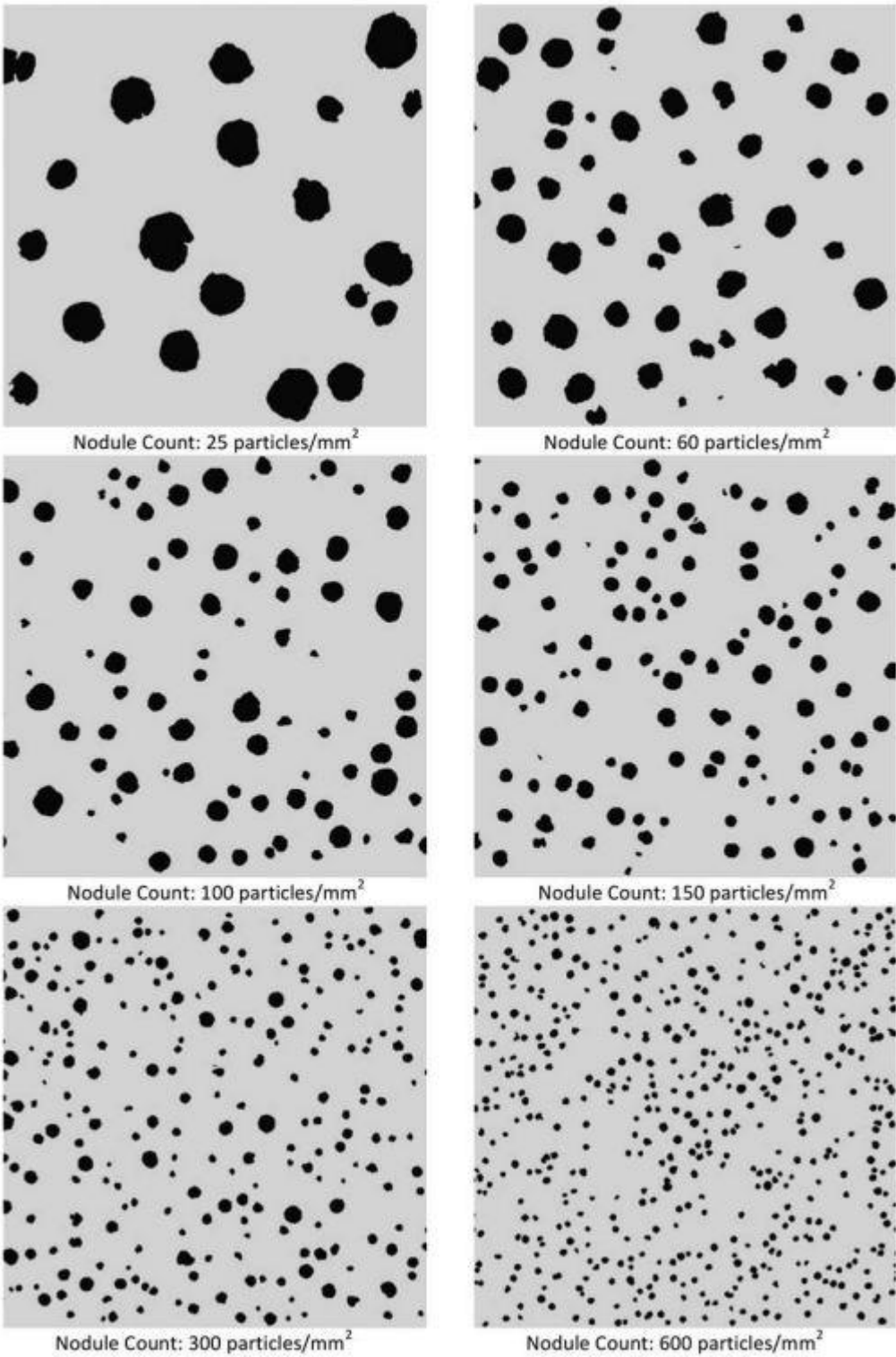
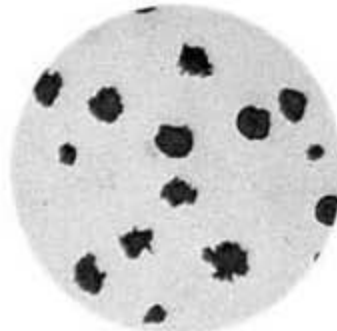


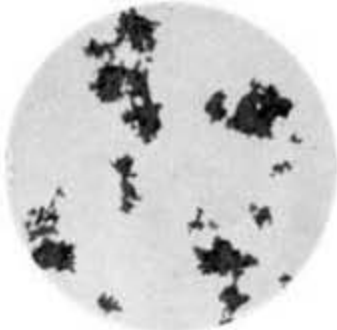
Figura 7.1 Patrón ASTM A247 densidad de nódulos



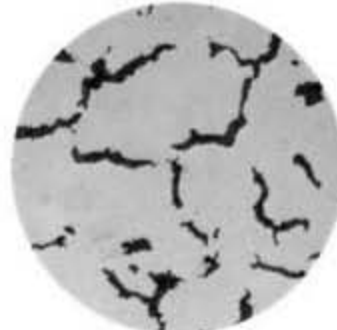
Type I Graphite



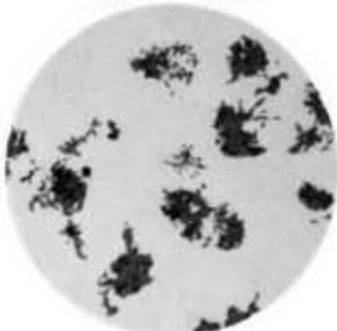
Type II Graphite



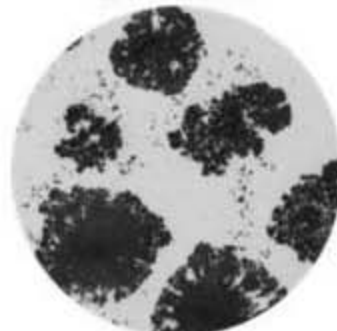
Type III Graphite



Type IV Graphite



Type V Graphite



Type VI Graphite



Type VII Graphite

Figura 7.2 Patrón ASTM A247 tipo de grafito

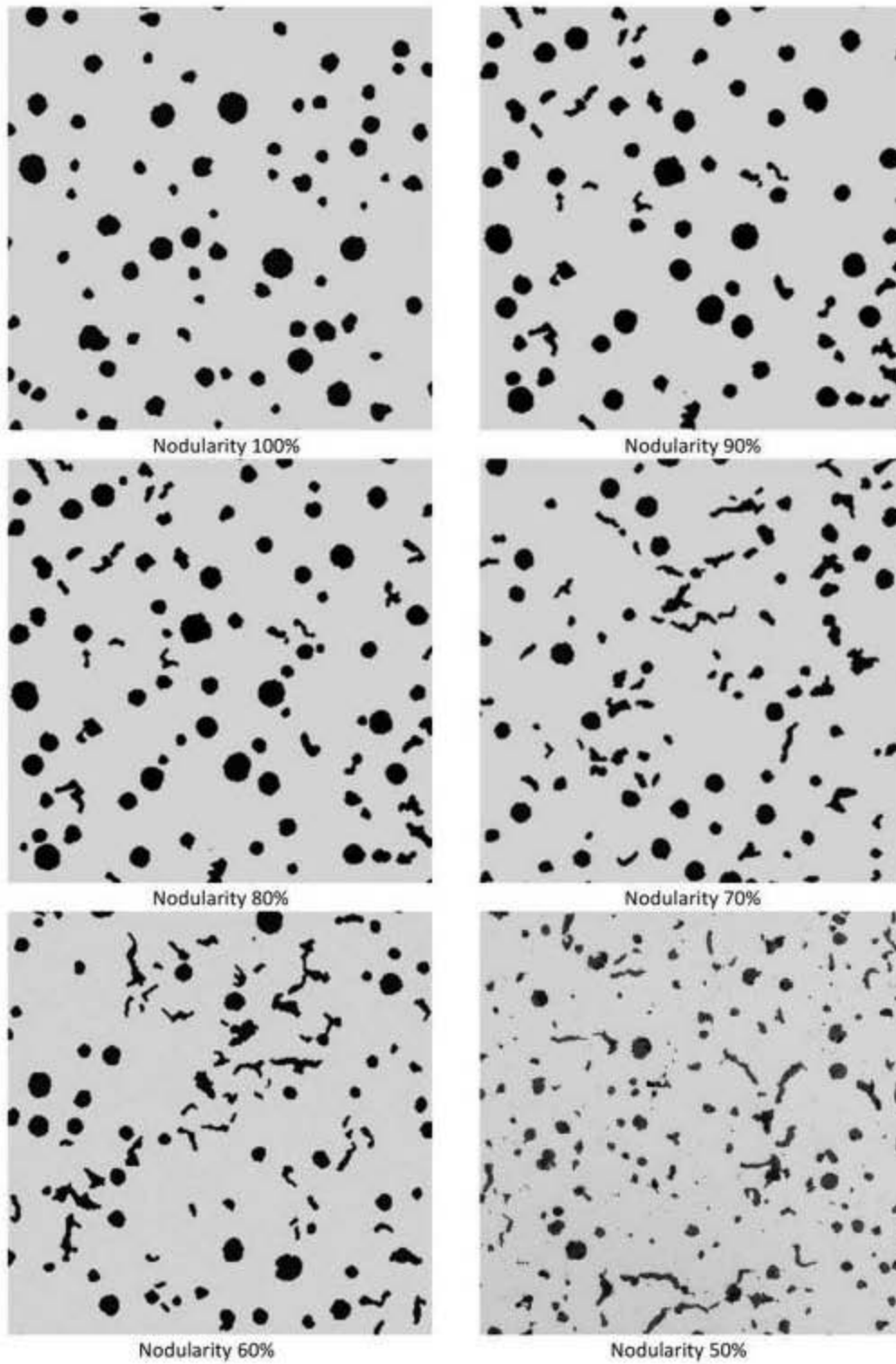


Figura 7.3 Patrón ASTM A247 % nodularidad

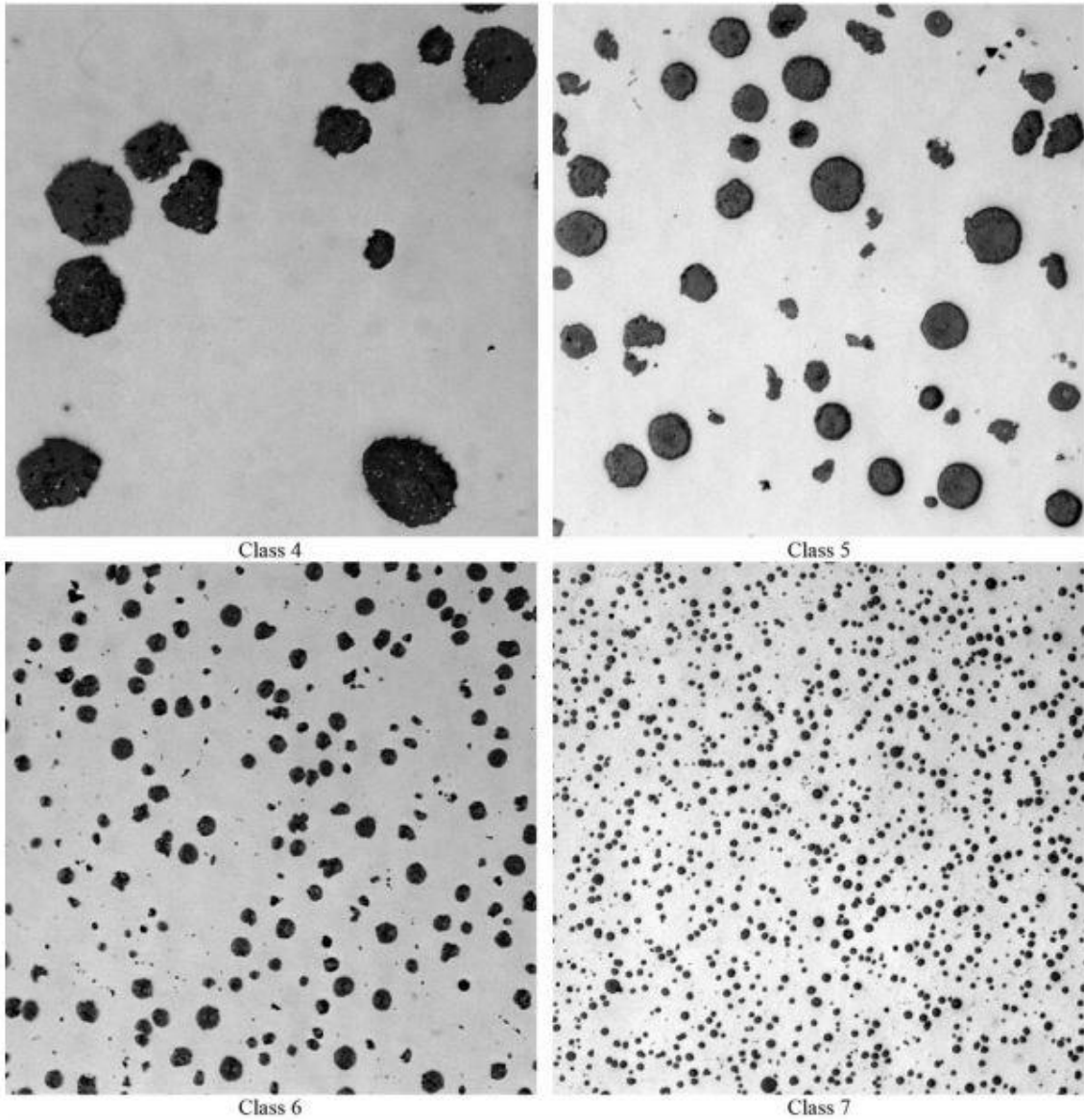


Figura 7.4 Patrón ASTM A247 tamaño de nódulo