



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**

FACULTAD DE QUÍMICA

**“Empleo de métodos alternativos para producir
hierros grises aleados con Cu- Sn
y su efecto en las propiedades mecánicas y
microestructurales obtenidas.”**

Tesis

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:

Ingeniero Químico Metalúrgico

PRESENTA :

ESTAÑOL VEGA JOSÉ ARTURO DE JESÚS



DIRECTOR DE TESIS:

Dr. Carlos González Rivera

Ciudad Universitaria, Cd.Mx.,

2017



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 Cándido Atlatenco Tlapanco

Vocal: Dr. Carlos González Rivera.

Secretario: M. en M. Arturo Alejandro Sánchez Santiago.

1^{ER} Suplente: M. en I. Agustín Gerardo Ruiz Tamayo

2^{DO} Suplente: Dr. Adrián Manuel Amaro Villeda

Lugar dónde se realizó la Tesis:

Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Química UNAM.

TUTOR DE TESIS

Dr. Carlos González Rivera

FIRMA

SUPERVISOR TÉCNICO

Dr. Adrián Manuel Amaro Villeda

FIRMA

Sustentante:

ESTAÑOL VEGA JOSÉ ARTURO DE JESÚS

FIRMA

Agradecimientos:

Se agradece al proyecto de Innovación Tecnológica "Desarrollo de un dispositivo de aleación rápida para hierros grises partiendo de un metal base" con número de registro 198258 de Conacyt y a la empresa Rassini Frenos S.A de C.V, el haber participado en la experimentación a nivel Laboratorio de Fundición, asociada con este proyecto.

INDICE

RESUMEN.....	1
INTRODUCCIÓN.....	2
HIPÓTESIS	2
OBJETIVOS	2
CAPÍTULO I. ANTECEDENTES.....	3
1.1 Introducción a los Hierros Colados.....	3
1.2 Clasificación de las fundiciones férreas.....	4
1.2.1 Por su fractura	4
1.2.2 La fundición gris.....	5
1.3 Clasificación de las fundiciones grises	6
1.4 Formas del grafito en las fundiciones grises	7
1.4.1 Grafito Laminar	7
1.5 Solidificación de las fundiciones grises	10
1.5.1 El diagrama hierro-carbono estable y metaestable.....	10
1.5.2 Solidificación de la fundición gris.....	12
1.5.3 Estructura de una matriz en una fundición gris	16
1.5.3.1 Ferrita.	16
1.5.3.2 Cementita.	17
1.5.3.3 Perlita.	17
1.5.4 Estructura del constituyente matriz de una fundición gris, para diferentes enfriamientos en estado sólido.	17
1.6 Composición Química de una fundición gris	20
1.6.1 El carbono.	22
1.6.2 El carbono equivalente	23
1.6.3 El silicio.	23
1.6.4 El azufre.....	24
1.6.5 El manganeso.....	24
1.6.6 El fósforo.....	25
1.7 Influencia de un tercer elemento sobre la temperatura de equilibrio	26
1.7.1 Efectos de los elementos de aleación en las fundiciones	28
1.8. Defectos que se producen en la fundición gris	35
1.8.1 Porosidades.	35

1.8.2 <i>Rechupe</i>	36
1.8.3 <i>Cavidades de contracción</i>	36
1.8.4 <i>Las sopladuras</i>	37
1.9 <i>Características mecánicas de las fundiciones grises</i>	38
CAPÍTULO 2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	42
2.1 <i>Metodología</i>	42
2.2 <i>Desarrollo Experimental.</i>	44
1.8.4 <i>Balance de Carga</i>	45
CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	51
3.1. <i>Análisis y Discusión</i>	51
3.2 <i>Composición Química</i>	51
3.3 <i>Análisis Microestructural</i>	56
3.4 <i>Pruebas Mecánicas</i>	71
CONCLUSIONES.	77
BIBLIOGRAFÍA	80

Resumen

El siguiente trabajo busca demostrar la efectividad de un nuevo dispositivo de aleación rápida comparando las propiedades mecánicas obtenidas por dicho método de fabricación al compararlas con las propiedades obtenidas por los métodos de fabricación convencional y un método de adición de partículas de los elementos aleantes sin la presencia del nuevo dispositivo. Los tres factores a comparar son: la composición química, la morfología metalográfica y las propiedades mecánicas. Este trabajo fue diseñado en respuesta a dar un problema presente en la fabricación de frenos de disco y se contó con el apoyo de la empresa Rassini Frenos.

Durante la experimentación se encontró que la adición de partículas aleantes mediante el empleo del dispositivo (método C) presenta propiedades muy similares incluso mayores en algunos casos a las encontradas en el método tradicional de fabricación (método A), también se encontraron microestructuras similares para estos dos métodos. El método de adición directa de partículas aleantes (método B) presenta diferencias muy significativas en sus propiedades y presenta diversas microestructuras diferentes al método tradicional. Además presenta partículas de cobre sin difundir lo que puede ser perjudicial para la aplicación de este tipo de materiales.

Lo anterior permite concluir que el proceso de aleación rápida permite obtener piezas con composiciones químicas y propiedades mecánicas similares a las observadas en una pieza producida convencionalmente en el horno.

INTRODUCCIÓN.

Hipótesis:

El empleo de un nuevo método de aleación para agregar a los elementos aleantes Cu y Sn, en donde son incorporados como partículas aleantes en un dispositivo de aleación rápida, permite fabricar hierros aleados con Cu y Sn de características similares a las obtenidas mediante el método convencional de manufactura en el horno y que no pueden alcanzarse mediante la adición directa, sin el nuevo método, de las partículas aleantes en el chorro metálico de la aleación base.

Se espera que la composición química, la microestructura y las propiedades mecánicas de las piezas elaboradas mediante el nuevo método y el método convencional sean similares, y que exista una diferencia en estos aspectos con respecto a lo observado con la adición directa.

Objetivos:

Establecer, a partir de la comparación de la composición química, las microestructuras y las propiedades mecánicas obtenidas (ensayo de tracción y dureza Brinell) de un hierro colado aleado producido convencionalmente mediante fusión en horno de inducción (Método A) con respecto al mismo hierro producido mediante adición directa de partículas aleantes de Cu y Sn en el chorro metálico durante su ingreso en la impresión en un molde, de una barra de masa conocida (Método B) y mediante el empleo de un nuevo método de aleación (Método C), la posibilidad o no de producir hierros aleados de manera no convencional y proponer una explicación fenomenológica a lo encontrado.

CAPÍTULO I. ANTECEDENTES

En este capítulo se presentan los aspectos más relevantes asociados con la producción de hierros grises aleados. Se menciona qué es un hierro gris y su diferencia con los demás hierros colados en cuanto a composición química y propiedades. También se incluye en este capítulo su clasificación, tipo de grafito y morfología, características y propiedades asociadas, solidificación y efecto de los elementos aleantes.

1.1 Introducción a los Hierros colados ¹

Las fundiciones son aleaciones de hierro, carbono y silicio que generalmente contienen también manganeso, fósforo, azufre, además de otros elementos aleantes. Son de mayor contenido de carbono que los aceros (2.5 a 4%) y adquieren su forma definitiva directamente por colada, no siendo nunca las fundiciones sometidas a procesos de deformación plástica ni en frío ni en caliente. En general, no son dúctiles ni maleables y no pueden forjarse ni laminarse, pero existen algunas fundiciones que son excepción, las cuales son tenaces y tienen cierta ductilidad.

En la práctica, el contenido de carbono varía de 2.5 a 4 %, siendo lo más frecuente que oscile de 2.75 a 3.5 %. El contenido en silicio suele oscilar de 1 a 3.8 % y el de manganeso de 0.4 a 1.5 %. Los porcentajes de azufre suelen oscilar de 0.01 a 0.12 %. Los de fósforo de 0.020 a 0.10 % y en algunos casos llega a 1.5 %. Para conseguir ciertas características especiales, se fabrican fundiciones aleadas que, además de los elementos citados, contienen también porcentajes variables de cobre, níquel, cromo, molibdeno, con el fin de controlar o modificar la estructura y propiedades.

1.2 Clasificación de las fundiciones férreas ¹

Por ser muchos y muy diferentes los factores que hay que tener en cuenta para la clasificación y selección de las fundiciones, es difícil establecer una clasificación simple y clara de las mismas. La más antigua y conocida de las clasificaciones establece cuatro grupos: fundición blanca, gris, atruchada y maleable. A estos cuatro grupos se le añade en el otro grupo, el de las fundiciones especiales, en el que se pueden incluir las fundiciones aleadas que contienen elementos especiales, las fundiciones nodulares, aciculares e inoculadas.

1.2.1 Por su fractura

El criterio es el aspecto de las fracturas que presentan al romperse los lingotes de hierro colado, obtenidos en el horno y colados en arena. Por el aspecto que tienen después de rotas las piezas fundidas, se clasifican en: fundición gris, blanca y atruchada. La fundición gris contiene, en general mucho silicio, 1 a 3.8 %, la blanca poco silicio, generalmente menos del 1 %, y la atruchada tiene, comúnmente, un contenido de silicio intermedio variable de 0.6 a 1.5 %. El color oscuro que tienen las estructuras de las fundiciones grises y atruchadas, se debe a la presencia en las mismas de gran cantidad de láminas de grafito.

El contenido en silicio de las aleaciones hierro-carbono y la velocidad de enfriamiento, tienen gran influencia en la formación de una u otra clase de fundición. Las velocidades de enfriamiento muy lentas favorecen la formación de fundición gris, el enfriamiento rápido tiende en cambio, a producir fundición blanca.

Finalmente, el azufre y el manganeso ejercen también una cierta influencia contraria a la del silicio, y favorecen la formación de fundición blanca. Sin embargo, el manganeso y el azufre, cuando se encuentran formando inclusiones no metálicas de sulfuro de manganeso, no ejercen influencia favorable ni desfavorable en la formación de grafito, ni en la aparición de fundiciones grises o blancas.

1.2.2 La fundición gris ^{1, 2, 3}

Se llama así por el aspecto de su fractura, que es de color gris. Es aquella en la cual el carbono se encuentra en alto grado o en su totalidad en estado libre en forma de grafito laminar.

La fundición gris (a excepción de la blanca) se diferencia del acero debido a que en su estructura hay precipitados de grafito cuya cantidad, forma, tamaño y distribución varían dentro de unos límites muy amplios y da lugar a diferentes fundiciones grises. Estas fundiciones son un material compuesto de grafito, y de otro material matriz que frecuentemente está compuesto por un intermetálico (cementita), y de otro material (ferrita) que es metálico. Su colabilidad es mejor en cuanto mayor sea el contenido de carbono por ser pequeño el intervalo de temperaturas entre líquido y sólido. Algunas de ellas, las de composición eutéctica, solidifican a temperatura constante.

Las fundiciones grises otorgan menor rechufe, 1 % de contracción lineal aproximadamente, inferior a la de los aceros y fundiciones blancas. La pequeña contracción al solidificar se debe a que su densidad (entre 6.95 y 7.35 g/cm³) es menor cuanto más carbono contienen y es inferior a la de las fundiciones blancas (7.7 g/cm³) y a la de los aceros (7.87 g/cm³). La característica radical de las fundiciones grises es que no presentan ledeburita. En su estructura micrográfica aparece grafito, que puede ser de diversos tipos, disperso en una matriz similar a la de un acero.

El comportamiento mecánico de una fundición gris resulta parecido al de un acero con numerosas microfisuras taponadas por grafito. La cohesión entre el grafito y la matriz metálica es casi nula. Debido a la gran diferencia entre los coeficientes de dilatación del hierro y el grafito, este se despegará fácilmente de la matriz. Lo descrito anteriormente explica varias propiedades de estas fundiciones. Por ejemplo: el color gris que presentan sus fracturas, la capacidad para amortiguar vibraciones (mayor cuanto mayor sea el grafito), su maquinabilidad

(generalmente buena), las moderadas resistencias a la tracción y bajos alargamientos, la dispersión habitual en valores de microdureza, etc.

Puede señalarse, con carácter general, que la resistencia a la tracción disminuye en las fundiciones grises laminares al aumentar el contenido de carbono. El grafito disminuye la sección real del constituyente matriz, el que soporta el esfuerzo de tracción. Además, el efecto entalla del grafito laminar, disminuye la tenacidad.

Gracias a la buena colabilidad de las fundiciones grises es posible moldear piezas de paredes delgadas, tales como tubos para aletas con radiadores, rodetes para bombas, anillos para compresores, etc. Para una buena colabilidad, se requiere que el intervalo de solidificación sea el menor posible, o lo que es igual, altos valores de carbono equivalente.

Las fundiciones grises ordinarias presentan una buena resistencia a la corrosión, superior a los aceros. Los productos de corrosión quedan apresados por el esqueleto de grafito y dificultan el deterioro de zonas más profundas.

1.3 Clasificación de las fundiciones grises ^{1, 3}

Las fundiciones grises se pueden clasificar de varias formas, pero una de las más usuales es la clasificación por la estructura de la matriz:

a) Fundición gris perlítica.

Su estructura está formada de perlita con precipitados de grafito (en la figura 1.1a, el grafito se ve en forma de vetas pequeñas). Como se sabe, la perlita contiene un 0.8 % de C, por consiguiente, esta unidad de carbono se halla en la fundición perlítica gris en estado ligado (es decir, en forma de cementita). La cantidad restante se encuentra en estado libre, o sea, en forma de grafito.

b) Fundición gris ferrítica.

En esta fundición la matriz es ferrita y todo el carbono que hay en la aleación está en forma de grafito (ver figura 1.1c).

c) Fundición gris ferrito-perlítica.

La estructura de esta fundición está formada por ferrita, perlita y precipitados de grafito. En esta fundición la cantidad de carbono ligado es menor que el 0.8 % de C (ver figura 1.1b).

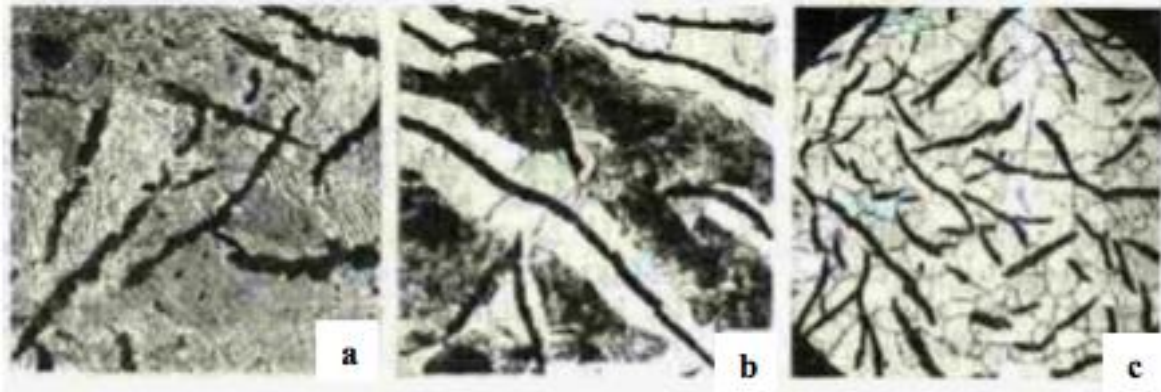


Figura 1.1. Microestructura de la fundición gris: a) fundición perlítica, 200X, b) fundición ferrito-perlítica, 100X, c) fundición ferrítica, 100X.⁴

1.4 Formas del grafito en las fundiciones grises^{1, 3, 7}

El grafito de las fundiciones puede tener 3 formas principales: grafito laminar, grafito vermicular, grafito esferoidal o nodular.

1.4.1 Grafito Laminar.

En la fundición gris ordinaria el grafito toma la forma de vetas pequeñas, este grafito se llama laminar. En la figura 1.2a se muestra la estructura de una fundición ferrítica ordinaria con vetas de grafito (grafitos en forma de láminas). La vista espacial de estos precipitados de grafito se presenta en la figura 1.3a.

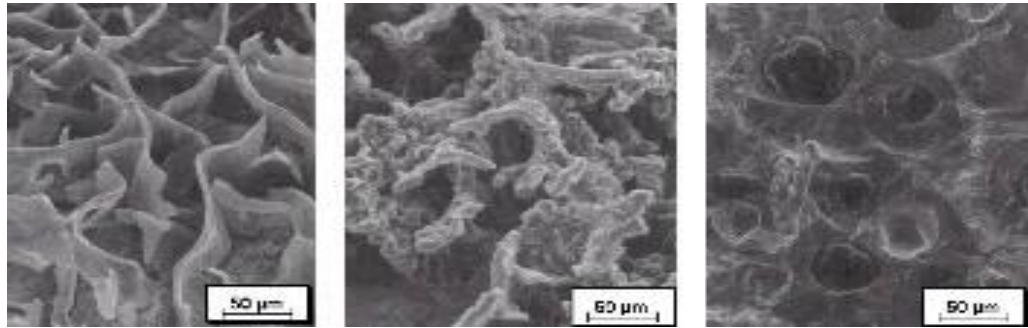


Figura 1.2 Microestructura de la fundición con diversas formas de grafito: a) Grafito laminar (fundición gris ordinaria), b) Grafito vermicular, y c) Grafito nodular. ¹⁸

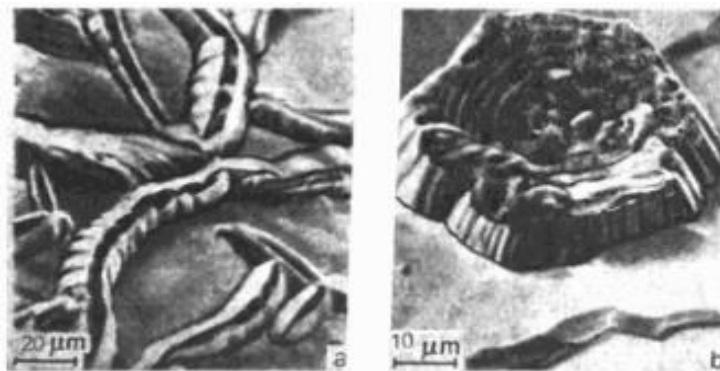


Figura 1.3. Aspecto exterior de los precipitados de grafito en la fundición: a) Precipitados laminares, b) Precipitados esferoidales. ⁴

Existen distintos tipos de grafito laminar de solidificación. El grafito puede observarse en el microscopio directamente sobre una probeta pulida, sin necesidad de atacarla químicamente. Normalmente la muestra se examina a 100 aumentos. Es así pues que podemos obtener los siguientes tipos de grafito laminar:

- **Grafito tipo A**, suele ser el más corriente, aparece en el centro de las piezas de cierto espesor, fabricadas con fundiciones grises ordinarias, de composición próxima a la eutéctica. Este tipo de grafito es el que conviene para la fabricación de piezas para maquinaria (ver figura 1.4a).
- **Grafito tipo B**, aparece con porcentajes de silicio y, sobre todo de carbono elevados, en piezas enfriadas rápidamente. Se suele presentar en piezas delgadas de unos 10 mm de espesor, coladas en arena (ver figura 1.4b).

- **Grafito tipo C**, cuando una fundición tiene composición hipereutética ($\%C + \%Si/3 + \%P/3$, es superior a 4.25%) la solidificación comienza con la formación de grafito primario, en el intervalo entre la temperatura del líquidus y la temperatura eutéctica. Este grafito se desarrolla libremente en el interior del líquido, sin obstáculos para su crecimiento, y proporciona láminas rectas cuyo espesor supera al que presentará el grafito eutéctico cuando llegue a formarse. Este grafito primario recibe el nombre de grafito tipo C (ver figura 1.4c).
- **Grafito tipo D**, este tipo de grafito tiene una distribución aleatoria. Al igual que el grafito tipo E, se forma cuando se tiene temperaturas de enfriamiento altas (ver figura 1.4d).
- **Grafito tipo E**, se suele presentar cuando la fundición es muy hipoeutética, es decir, cuando tiene bajo contenido en carbono. Dicho sea de paso, requerirá más silicio para evitar el blanqueo ó aparición de ledeburita. Formándose también cuando la temperatura de colada es elevada, como consecuencia de los fenómenos de subenfriamiento (ver figura 1.4e).

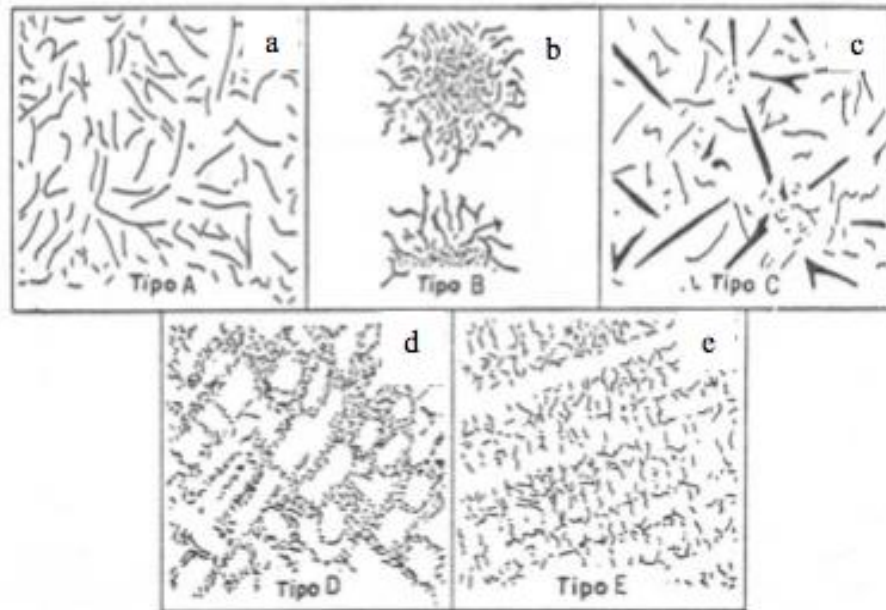


Figura 1.4. Tipos de grafito que suelen aparecer en las fundiciones: a) Grafito tipo A, b) Grafito tipo B, c) Grafito tipo C, d) Grafito tipo D y e) Grafito tipo E. ¹

1.5 Solidificación de las fundiciones grises ^{1,3}

1.5.1 El diagrama hierro-carbono estable y metaestable.

En la figura 1.5 se muestran las fases de las aleaciones Fe-C. Las líneas continuas determinan la temperatura de las fases de equilibrio de austenita (ferrita) — cementita y las líneas discontinuas, la fase de equilibrio entre la austenita (ferrita) y grafito.

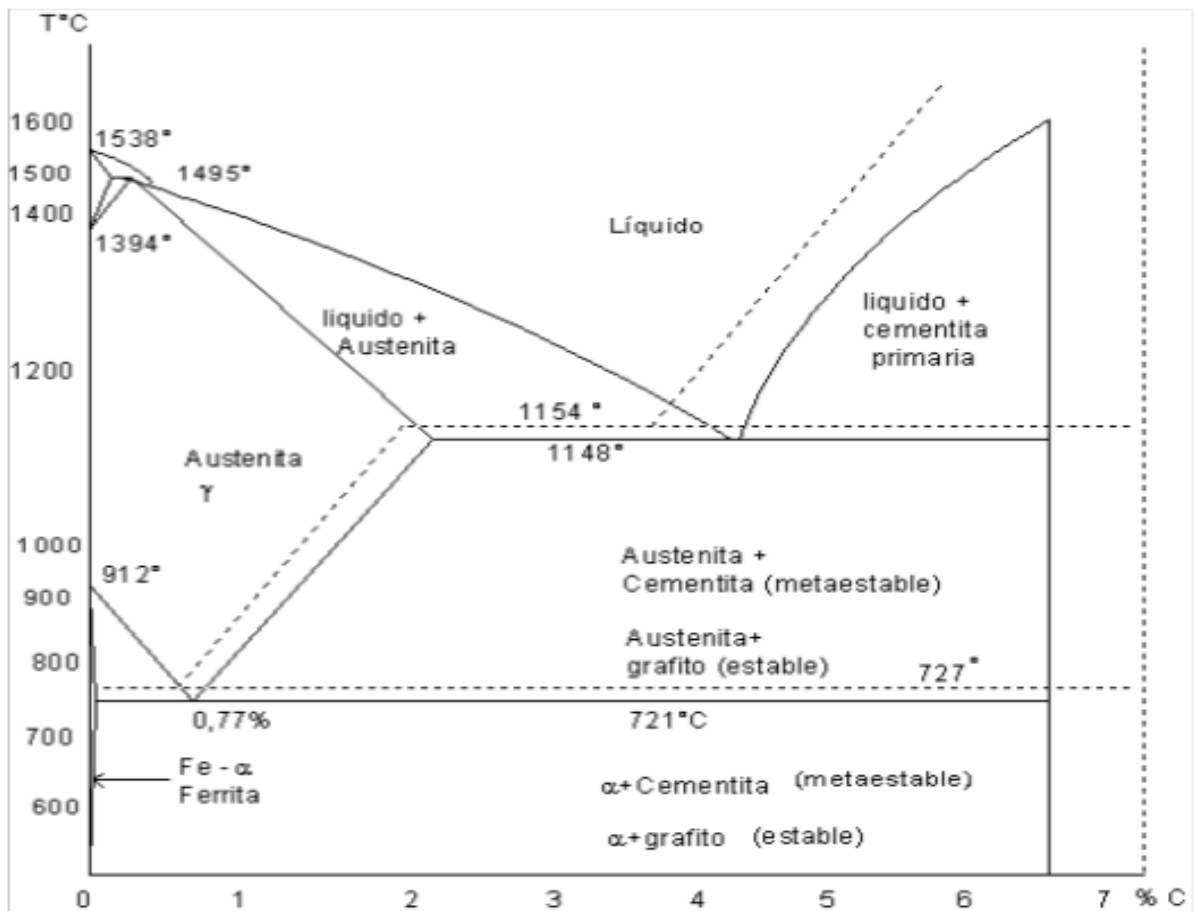


Figura 1.5 Diagrama Fe-C estable (línea de rayas discontinuas) y diagrama Fe-C metaestable (líneas continuas). ⁶

El diagrama constitucional Fe-C (figura 1.5, líneas continuas) corresponde al de la formación de austenita + cementita ó ferrita + cementita. Por esta razón, el diagrama es frecuentemente llamado diagrama metaestable, puesto que la cementita es una fase inestable. Mientras el diagrama de equilibrio de líneas

punteadas, corresponde al de la formación de austenita + grafito ó ferrita + grafito. Este diagrama es conocido comúnmente como diagrama estable Fe-C, por ser la estructura de ferrita + grafito más estable que una de ferrita + cementita.

Las transformaciones que se producen en los calentamientos y enfriamientos de las fundiciones grises deben estudiarse con ayuda de un diagrama hierro-carbono estable un poco diferente al de los aceros. Este diagrama se refiere, en general, a aleaciones de alto contenido en silicio (1 a 4 % generalmente). Una característica de este diagrama estable es que sus constituyentes son grafito y hierro, en lugar de cementita y hierro, que son los constituyentes del diagrama metaestable.

Otra circunstancia importante que debe cumplirse para que las transformaciones se produzcan de acuerdo con el diagrama estable, además de un alto contenido en silicio, es el enfriamiento de las aleaciones, el cual debe verificarse de una forma lenta. En la figura 1.5, se señala un diagrama estable, el cual sirve para estudiar las transformaciones que experimentan las fundiciones grises y para conocer también las microestructuras que en cada se podrán obtener.

Así como los aceros de enfriamiento lento sufren transformaciones de acuerdo con el diagrama metaestable, las fundiciones no se transforman exclusivamente en el diagrama estable. Puede decirse, por regla general que una parte de las transformaciones se realizan de acuerdo con el diagrama estable y otra parte se realiza de acuerdo con el diagrama metaestable. En la figura 1.5 se ha señalado el diagrama estable correspondiente a 1.5 % Si, que es un contenido que se puede considerar como medio entre los utilizados en las fundiciones grises de uso corriente. Además, debe observarse que en el diagrama estable las líneas de transformación están desplazadas hacia arriba y hacia la izquierda.

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

transformaciones del diagrama estable, para una temperatura determinada, la austenita es capaz de disolver menor cantidad de carbono que el que disuelve, a la misma temperatura, la austenita cuando las transformaciones se hacen de acuerdo con el diagrama metaestable.

En la figura 1.6 se señala las variaciones que experimentan el contenido en carbono de las composiciones eutécticas y eutectoides al variar el contenido de silicio. Observando los gráficos de la figura 1.6, se ve que con cierta aproximación, se puede conocer fácilmente el contenido en carbono de la aleación eutéctica y eutectoide de fundiciones de diverso contenido en carbono, con ayuda de las siguientes fórmulas

$$\text{Carbono eutéctico} = 4.3 - \%Si/3 \quad \text{Carbono eutectoide} = 0.9 - \%Si/9$$

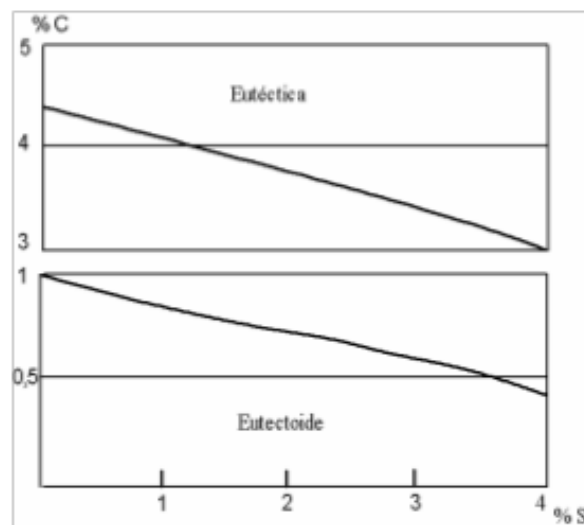


Figura 1.6. Influencia del contenido en silicio de las fundiciones en el porcentaje de carbono de las composiciones eutéctica y eutectoide. ¹

1.5.2 Solidificación de la fundición gris ^{1, 7, 9,}

A continuación se explicaran algunos procesos de solidificación, de manera que pueda entenderse cómo es este proceso a lo largo de todo el diagrama. En la

figura 1.7 se muestran las curvas de enfriamiento de una aleación de composición binaria (Fe-C), que siguen un enfriamiento estable.

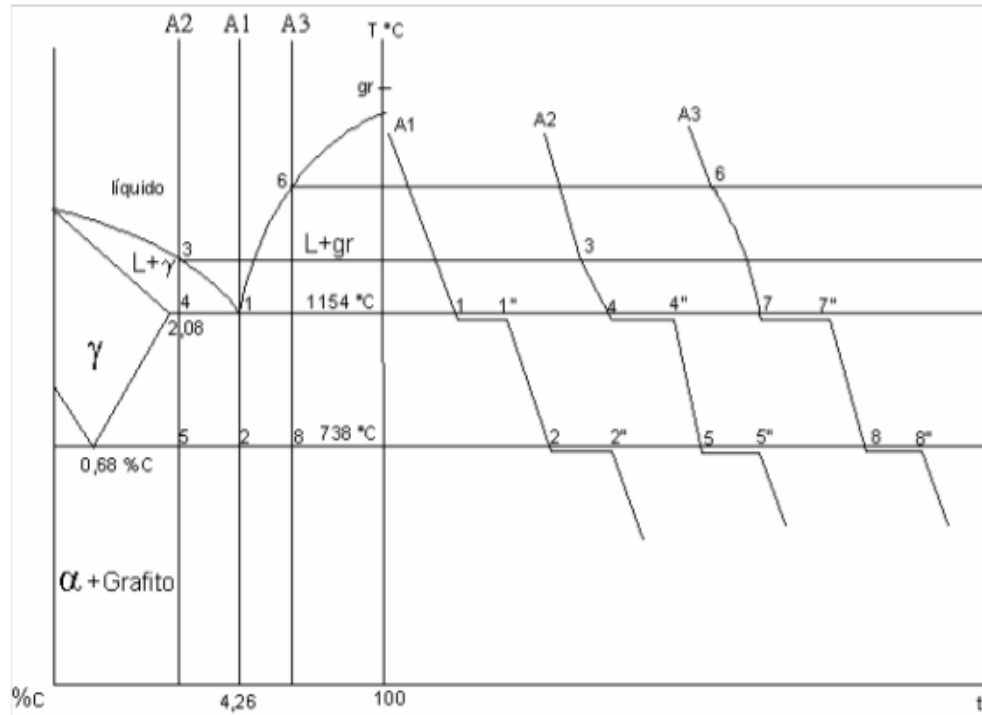


Figura 1.7. Esquema que muestra las curvas de enfriamiento A1, A2, A3 de la solidificación estable de las fundiciones.

La aleación eutéctica A1 (4.26 % C) empieza a solidificar a una temperatura constante de 1154°C (punto 1), a modo de dos fases: grafito (100 %C) + austenita con 2.08 %C. Solidificando completamente en el punto 1". Por debajo del punto eutéctico el grafito es formado por precipitación de carbono desde la austenita eutéctica y se acumula en las partículas ya existentes. Este proceso continúa hasta la temperatura eutectoide de 738°C (punto 2) en la que la austenita contiene 0.68 % C y es aquí donde ocurre la reacción eutectoide a temperatura constante y la austenita se transforma en ferrita + grafito (punto 2"). Luego continúa el enfriamiento hasta la temperatura ambiente, obteniendo de esta manera ferrita y grafito.

Una aleación hipoeutéctica A2 empieza a solidificar en el punto 3 de la línea líquidus. La aleación líquida solidifica en forma de dendritas de austenita que crecen y se desarrollan desde el líquido. A la temperatura de 1154°C termina la solidificación de la austenita primaria y el líquido alcanza la composición eutética (punto 4), solidificando entonces el eutético austenita-grafito (punto 4"). A medida que continúa el enfriamiento de la aleación ya solidificada, se formarán nuevas cantidades de grafito por precipitación de carbono desde la austenita, en tanto que la concentración de esta se acerca a la composición eutectoide del 0.68 % C. A la temperatura de 738°C (punto 5) comienza la reacción eutectoide y la austenita de 0.68 % C se descompone en ferrita y grafito, para terminar en el punto 5". El grafito se une con las partículas ya existentes y no se presenta separado del grafito eutético. Luego continúa la solidificación hasta la temperatura ambiente, obteniéndose finalmente ferrita y grafito.

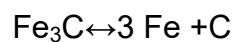
Una aleación líquida hipereutéctica estable A3 (con %C mayor a 4.26) empieza a solidificar en la línea líquidus (punto 6) con la precipitación de cristales de grafito. A este grafito se le llama grafito primario y en todo momento de su desarrollo hasta el punto 7 se encuentra en estado de suspensión, que por su baja densidad con respecto a la del metal líquido tiende a flotar en la superficie. En el punto 7 ocurre una reacción eutética, para terminar en el punto 7". El grafito eutético se caracteriza del grafito primario por ser más fino y de menor tamaño. Por debajo de la temperatura eutética el grafito sigue formándose por precipitación de carbono desde la austenita eutética, y a 738°C empieza la reacción eutectoide (punto 8) a temperatura constante y la austenita se transforma en ferrita+grafito, terminando en el punto 8". Posteriormente continúa el enfriamiento hasta llegar a temperatura ambiente, obteniendo de esta manera ferrita y grafito.

➤ **Formación de Grafito**

La aparición del grafito en vez de cementita en las aleaciones de hierro-carbono, es debida a la inestabilidad del carburo de hierro en determinadas circunstancias y

condiciones que hacen imposible su existencia y favorecen, en cambio, la formación del grafito.

Las principales circunstancias que favorecen la formación de grafito son: un elevado porcentaje de silicio y un enfriamiento relativamente lento. Experimentalmente se ha comprobado también que la presencia de núcleos de cristalización en la fase líquida ejerce una gran influencia en la formación de grafito. La máxima temperatura alcanzada por la aleación durante la fusión y la temperatura de colada, también influyen en la cantidad, tamaño y distribución de las láminas de grafito. En algunos casos el grafito se forma directamente, y en otros se forma al desdoblarse la cementita en grafito y hierro, según la siguiente reacción:



En los procesos de enfriamiento correspondiente al diagrama estable, la separación del grafito puede realizarse en zonas y a temperaturas parecidas, en general, a las de aparición de la cementita en el diagrama metaestable. En las aleaciones hipereutécticas se puede empezar a formar grafito durante la solidificación (grafito primario), según la línea líquido-líquido + grafito. Luego se puede formar grafito a la temperatura eutéctica, 1154°C aproximadamente. A esta temperatura eutéctica, de acuerdo con el diagrama estable, se forma austenita saturada y grafito (en proporciones eutécticas), en lugar de formarse austenita saturada y cementita (ledeburita), como ocurre en las aleaciones que solidifican de acuerdo con el diagrama metaestable. Al continuar luego el enfriamiento, el grafito también puede precipitar según la línea austenita - austenita + grafito y finalmente, a la temperatura eutectoide la austenita, de composición eutectoide, puede transformarse en ferrita y grafito.

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

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

1.5.3 Estructura de una matriz en una fundición gris.

Las estructuras comúnmente encontradas en una fundición gris son: ferrita, cementita y perlita:

1.5.3.1 Ferrita.

Presenta una dureza del orden de 90HB, posee una resistencia a la tracción de aproximadamente 30 kg/mm^2 (300 MPa) y tiene un alargamiento del 40 %. Es una fase blanda de bajo contenido en carbono que presenta baja resistencia a la tracción pero alta ductilidad. Su formación se puede promover por medio de grafitizantes tales como el silicio y por una lenta velocidad de enfriamiento tal como aquella que predomina en piezas grandes. La ferrita se encuentra frecuentemente en unión con el grafito subenfriado.

1.5.3.2 Cementita.

Llamada también carburo eutéctico, es un compuesto intermetálico duro y frágil. Su formación es favorecida en áreas de la pieza donde tiene lugar una rápida velocidad de enfriamiento, tales como: esquinas, en toda la superficie de la pieza y en secciones delgadas. Los hierros con bajo carbono equivalente, particularmente aquellos con bajo contenido de silicio, son propensos a contener cementita.

Este compuesto posee una dureza del orden de los 68 HRC, siendo el componente más duro del diagrama metaestable, lo cual implica que es muy frágil.

Cristalográficamente se presenta en celdas ortorrómbicas, es un material magnético por debajo de los 210° C y tiene un punto de fusión indeterminable ya que cuando se llega a 1227° C, éste se descompone y no funde.

1.5.3.3 Perlita.

Es el producto de una transformación eutectoide y, en el hierro gris, consiste en láminas intercaladas de ferrita y cementita. Esta posee mayor dureza y resistencia a la tracción que la ferrita pero su ductilidad es más baja. La dureza y la resistencia a la tracción asociada a la perlita dependen principalmente del espaciado interlaminar entre la ferrita y la cementita. Los valores más altos corresponden a la perlita con espaciado interlaminar fino.

1.5.4 Estructura del constituyente matriz de una fundición gris, para diferentes enfriamientos en estado sólido.

El compromiso entre transformaciones estables y metaestables en estado sólido puede afrontarse siguiendo la figura 1.8. En ella, por simplicidad, se admite que la temperatura de transformación eutectoide estable es constante e igual a la temperatura eutectoide metaestable.

Supóngase que una fundición gris es enfriada muy lentamente (establemente) entre la temperatura eutéctica y la eutectoide. El carbono disuelto

en la austenita va perdiendo solubilidad en ésta y, al ser expulsado de la red cristalina, se combina con otros átomos para precipitar como grafito proeutectoide en muy pequeña cantidad. Complementariamente, suele advertirse un proceso de ferritización de la austenita, denominado ferritización directa, en las zonas contiguas al grafito de solidificación. Ello es debido a que algunos átomos de carbono de la austenita emigran por difusión y se depositan sobre aquél grafito - sobre todo si se trata de los tipos B ó D-, con lo cual la austenita se empobrece en carbono y se transforma localmente en ferrita.

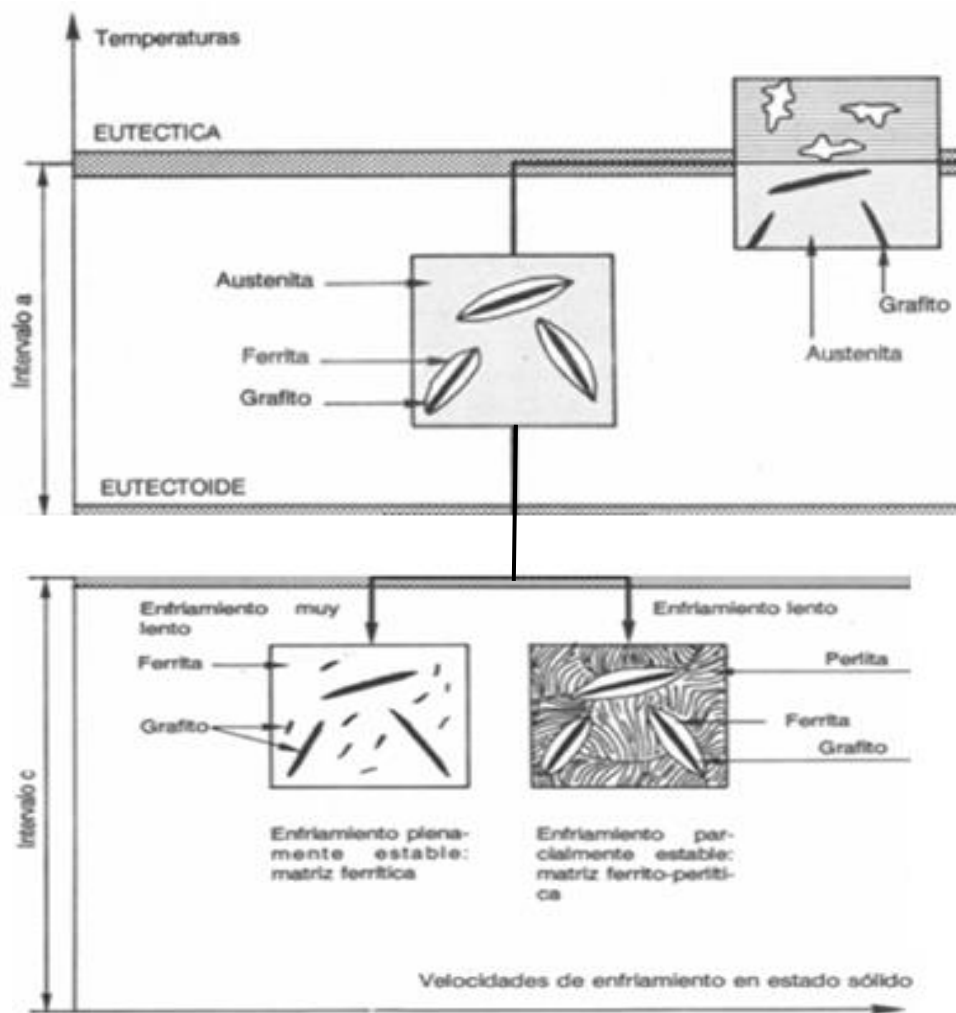


Figura 1.8. Modalidades de enfriamiento de una fundición gris ya solidificada. Enfriamiento estable.⁵

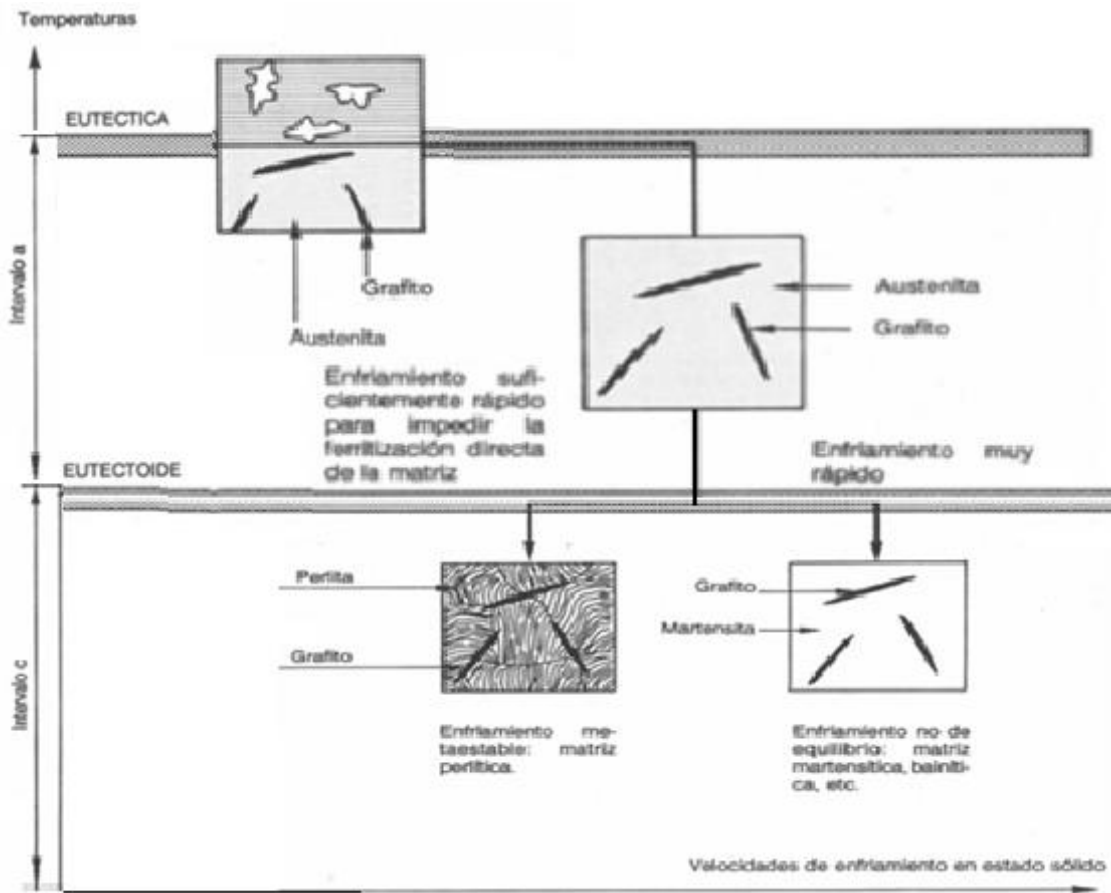


Figura 1.9. Modalidades de enfriamiento de una fundición gris ya solidificada. Enfriamiento metaestable.⁵

Al alcanzar la temperatura eutectoide con un enfriamiento lento en el intervalo "a" de la figura 1.8 la estructura estará constituida por: grafito de solidificación, grafito proeutectoide en muy pequeña cantidad, algo de ferrita y austenita eutectoide.

Si a la temperatura eutectoide el enfriamiento sigue siendo lento, del tipo estable, lo cual en la práctica es menos probable, la austenita se transformará en

ferrita y grafito. Al final, a la temperatura ambiente, si el enfriamiento fue plenamente “estable” desde la temperatura de solidificación, se obtendrá una microestructura de matriz plenamente ferrítica con grafito como constituyente disperso. El grafito será de varios tipos: grafito de solidificación -el más abundante-, grafito proeutectoide y grafito formado en el intervalo “c” de la figura 1.8 por pérdida de solubilidad del carbono en la ferrita.

Si, en cambio, la transformación de la austenita al alcanzar la temperatura eutectoide hubiera sido metaestable, es decir perlítica, debido a un enfriamiento algo más rápido que el “estable”, la estructura matriz sería ferrito-perlítica. Aparecería como constituyente disperso el grafito de solidificación y en menor cantidad, a veces inapreciable, grafito proeutectoide.

Considerando ahora un enfriamiento suficientemente rápido -“metaestable” - como para impedir la ferritización directa de la matriz austenítica en el intervalo “a” de la figura 1.9. En esta caso la pérdida de solubilidad del carbono en la austenita no hubiera producido grafito si no cementita proeutectoide. Si, además, el enfriamiento hubiera seguido siendo “metaestable” hasta la temperatura ambiente se tendría una estructura de fundición gris y matriz perlítica. Estas fundiciones grises perlíticas, que son las más comúnmente empleadas por su equilibrio entre bajo precio y buenas propiedades, reciben el nombre de fundiciones mecánicas.

1.6 Composición Química de una fundición gris ^{1, 3, 7, 15}

La composición química es el principal factor que afecta el control de la forma del grafito y tiene influencia sobre la microestructura de la matriz metálica de los hierros colados. Cada elemento tiene un efecto particular sobre cada estructura de solidificación (morfología del grafito) ó sobre la microestructura de la matriz metálica.

- Elementos aleantes que promueven la grafitización: Si, Cu, Ni, Al
- Elementos promotores de carburos-perlita: Cr, Mo, Mn, V, Ti.

Elementos como el silicio, aluminio, níquel y cobre, se disuelven en la ferrita, la endurecen y hacen aumentar su resistencia. Son elementos que favorecen la grafitización. Otros elementos como el cromo, manganeso y molibdeno son formadores de carburos, es decir, elementos que tienden a promover una fundición blanca y dificultan la grafitización. El níquel, el manganeso y el cobre aumentan la estabilidad de la austenita y favorecen la formación de una matriz austenítica. El silicio, el aluminio y el molibdeno (este último en pequeña proporción) aumentan la estabilidad de la ferrita y favorecen la formación de fundiciones de matriz ferrítica.

Las fundiciones no son resultado de aleaciones simple de Fe-C, sino que influyen en su estructura y propiedades diversos elementos. Son cinco los elementos básicos que caracterizan a una fundición: C-Si-S-Mn-P.

Los niveles de carbono y silicio encontrados en el hierro comercial varían ampliamente como se muestra en la tabla 1.1.

Tipo de Hierro	Carbono Total (%)	Silicio (%)	Resistencia a la tracción (MPa)
Clase 20	3.40 - 3.60	2.30 - 2.50	138
Clase 30	3.10 - 3.30	2.10 - 2.30	207
Clase 40	2.95 - 3.15	1.70 - 2.00	276
Clase 50	2.70 - 3.00	1.70 - 2.00	345
Clase 60	2.50 - 3.85	1.90 - 2.10	414

La mayoría de los hierros grises comerciales se producen con niveles de carbono desde 2.5 hasta 4%C. Los niveles normales de silicio varían desde 1

hasta 3.8% Si. En hierro gris es normalmente considerado como una aleación ternaria Fe – C – Si.

La influencia del fósforo y el silicio en la solidificación del hierro ha sido asociada a través del concepto de carbono equivalente (C_{eq}).

$$*C_{eq} = \%C + (\%Si + \%P)/3$$

Usando la ecuación anterior es posible describir el efecto del carbono, silicio y fósforo en el sistema binario hierro-carbono. Un hierro con carbono equivalente de 4.3% es considerado de composición eutéctica. La mayoría de los hierros son hipoeutécticos (esto es, $C_{eq} < 4.3$). Todas las propiedades mecánicas y físicas del hierro gris son descritas en función del carbono equivalente.

1.6.1 El carbono.

El carbono es sin duda, el elemento de aleación más importantes, se puede encontrar combinado (cementita) o de forma libre (hojuela, vermículo, nódulo ó esferoide). Los factores que influyen para que se encuentre de una u otra forma son: balance C-Si, velocidad de enfriamiento y elementos de aleación adicionales presentes. Junto con la inoculación, se garantiza un número y tamaño de laminillas e grafito formadas durante la solidificación. El carbono tiene efecto en la fluidez y las características de la contracción del metal fundido debido a que durante la solidificación no entra en solución pero si en suspensión, por lo que se reduce la fluidez. La combinación de un alto contenido de C (carbono equivalente) y una baja velocidad de enfriamiento resulta en la formación de grafito flotado y la presencia de grafito degenerado. Un enfriamiento lento y la presencia de silicio, níquel, cobre, etc., facilitan la formación de grafito libre, la forma, cantidad, tamaño, etc., deben de ser controlados cuando se requieran coladas de buena calidad.

El carbono baja las características mecánicas de las fundiciones, su contenido se fija por compromiso entre 2.5 y 4%. Las fundiciones resistentes son

de bajo carbono, por otro lado, el carbono reduce la tendencia al temple, mejora la colabilidad y la exactitud del moldeo.

1.6.2 El carbono equivalente

Los elementos Si y P sustituyen una parte del carbono. El carbono equivalente expresa cuantitativamente esta sustitución y permite citar una fundición sobre el diagrama binario Fe-C para relacionarlo con el eutéctico binario ($C_{eq}=4.3\%$). Permite, por lo tanto, conocer aproximadamente sus temperaturas de inicio y fin de solidificación, evitando recurrir a incómodos diagramas ternarios. Así mismo, las propiedades de las fundiciones se pueden expresar en función del carbono equivalente.

Con un carbono equivalente igual a la del eutéctico la colabilidad es máxima y la tendencia de la contracción es mínima, con el aumento de carbono equivalente la tendencia al temple y la resistencia mecánica disminuyen. El carbono equivalente es una noción cómoda que permite traer de nuevo la metalurgia de las fundiciones sobre un diagrama binario constituyendo una simplificación no rigurosa de los fenómenos. Sin embargo el concepto no es válido para contenidos elevados de silicio

1.6.3 El silicio.

En conjunto con el carbono es el elemento más importante de las fundiciones grises. Se encuentra presente de 1.0 a 3.0%, y favorece la precipitación del carbono en forma de grafito y promueve la formación de una estructura ferrítica, incrementa la fluidez y desplaza la composición eutéctica hacia la izquierda, lo cual baja la temperatura de solidificación. En el hierro gris, un exceso incrementa la formación de eutéctico y por lo tanto de hojuelas más finas y pequeñas. Junto con el carbono determina el carbón equivalente así como las formas o estructuras del grafito en un hierro gris, esferoidal o atruchado.

Tal como se indicó, el silicio es un elemento grafitizante, es fundamental para las fundiciones grises, su contenido debe ser adoptado según la sección de

la pieza a fundir. Niveles normales de silicio en una fundición varían entre 1 a 3.8%. Contenidos crecientes de silicio favorecen la estructura ferrítica y aumentan la dureza de la ferrita.

1.6.4 El azufre.

Este elemento se opone a la grafitización del carbono y favorece la formación de cementita. Su influencia en ausencia del manganeso es verdaderamente sensible. El azufre forma con el hierro un eutéctico Fe-FeS más rico en FeS (sulfuro de hierro), sólido a 988° C (975° C en el sistema Fe – C – S). El sulfuro de hierro segrega en las juntas de grano generando en la fundición dureza y fragilidad, además es perjudicial porque obstaculiza la grafitización. El manganeso permite fijarlo bajo la forma de sulfuro de manganeso MnS o MnS+FeS, cuya temperatura de solidificación es tanto más elevada cuando el contenido en manganeso es más fuerte (temperatura de solidificación de MnS, 1620° C). Estos sulfuros se localizan en inclusiones grises hexagonales, aislados en la estructura y sin inconveniente para las características mecánicas.

El azufre también provoca efectos sobre el enfriamiento y empeora las propiedades del hierro colado (en particular reduce la fluidez). Así mismo el azufre juega un papel importante en la nucleación del grafito. Por ello es importante que el contenido de azufre sea balanceado con manganeso para formar el sulfuro de manganeso, para esto se emplea normalmente la Ec.1.

$$\% \text{ Mn} \geq 1.7 \% \text{ S} + 0.15 \qquad \text{Ec.1}$$

1.6.5 El manganeso.

El manganeso se opone a lo mismo que el azufre, a la grafitización del carbono y favorece en cambio, la formación de cementita. Es un estabilizador de carburos, pero menos potente que el azufre. Tiende a blanquear las fundiciones y a aumentar su dureza dificultando la mecanización. Normalmente las fundiciones suelen tener de 0.4 a 1.5% de manganeso. El manganeso con el azufre forma

inclusiones de sulfuro de manganeso, y el principal papel del manganeso es neutralizar el azufre, evitando la formación de sulfuro de hierro.

Es un elemento que promueve la formación de cierta matriz en los hierros colados, a mayor cantidad de Mn la matriz tenderá a ser perlítica y a concentraciones bajas tenderá a promover la formación de una matriz ferrítica. Estabiliza la perlita, y para bajos espesores y bordes, su exceso puede favorecer la precipitación de carburos.

El manganeso tiene la función esencial de fijar el azufre según la Ec.1. A parte de esto, el manganeso estabiliza la perlita y eventualmente la cementita. El manganeso tiene un efecto contrario al del silicio, es decir, impide la grafitización o mejor dicho favorece la solidificación metaestable.

1.6.6 El fósforo.

El fósforo no tiene casi efecto en la grafitización, sin embargo es una impureza útil en el hierro, puesto que mejora la fluidez. La fluidez que otorga el fósforo al hierro se debe a la formación de un eutéctico de baja temperatura de solidificación (950°C), llamado comúnmente esteadita. Se trata de un eutéctico ternario formado por austenita, cementita y fosfuro de hierro (Fe-Fe₃C-Fe₃P) a 2% C y a 6.9% P, o eutéctico pseudobinario (Fe – Grafito-Fe₃P). Reúne prácticamente todo el fósforo de la composición, (1% P-14.5% eutéctico ternario) y favorece las segregaciones directas (elementos promotores de carburos). Aparece en las juntas de las células y puede llegar a formar una red continua de esteadita para un contenido en fósforo suficientemente elevado ($P > 0.3\%$).

En general, la esteadita se presenta cuando el contenido de fósforo es mayor a 0.15%. Altos niveles de este elemento pueden promover porosidad por contracción, mientras que niveles bajos de fósforo incrementan la colabilidad del metal dentro del molde. El fosforo eutéctico incrementa la dureza total y la resistencia al desgaste del hierro colado. El nivel de fósforo en el hierro gris debe estar aproximadamente en el rango de 0.02 a 0.10%P.

Tabla 1.2 Rangos de composición química de hierros colados no aleados.¹⁷

Elemento	Hierro Gris (%)	Hierro Blanco (%)	Hierro Maleable (%)	Hierro Dúctil (%)
Carbono	2.5-4.0	1.8-3.6	2.0-2.60	3.0-4.0
Silicio	1.0-3.0	0.5-1.9	1.10-1.60	1.8-2.8
Manganeso	0.25-1.0	0.25-0.80	0.20-1.0	0.10-1.0
Azufre	0.02-0.25	0.06-0.20	0.04-0.18	0.03 máx
Fósforo	0.05-1.0	0.06-0.18	0.18 máx	0.10 máx

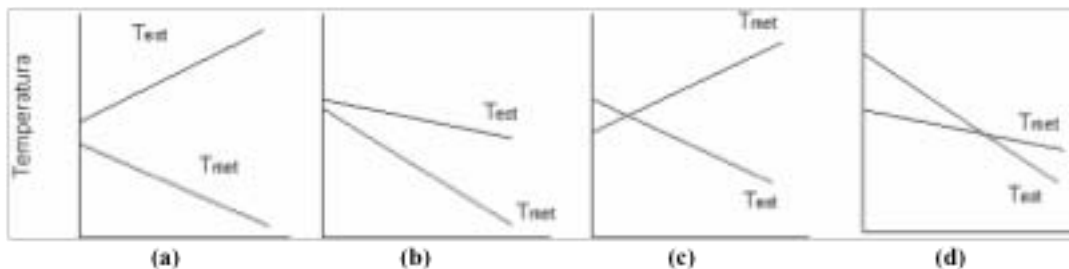
1.7 Influencia de un tercer elemento sobre la temperatura de equilibrio^{1,7}

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 general los elementos que incrementan el intervalo Test – Tmet (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 Test – Tmet, el tercer elemento puede ser clasificado dentro de 4 grupos:

1. Fuertes grafitizantes que incrementan la Test (temperatura estable) y disminuyen la Tmet (temperatura metaestable), tales como el silicio, aluminio, níquel y cobre. Ver figura 1.9a.
2. Débiles grafitizantes que decrecen la Test y Tmet, pero incrementan el intervalo Test-Tmet, tal como el fósforo y el arsénico. Ver figura 1.9b.
3. Fuertes estabilizantes de carburos que decrecen Test pero incrementan la Tmet, tales como el cromo, vanadio y manganeso. Ver figura 1.9c.
4. Débiles estabilizantes de carburos que decrecen la Test y Tmet, tales como el molibdeno y tungsteno. Ver figura 1.9d.



Elemento, %

Elemento, %

Elemento, %

Elemento, %

Si, Al, Ni, Cu

P, As

V, Mn

W, Mo

Figura 1.9. Influencia sobre la temperatura del eutéctico estable y metaestable. a) Fuerte grafitizante, b) Débil grafitizante, c) Fuerte estabilizante del carburo, d) Débil estabilizante del carburo.⁷

Cálculo de los valores que toma el intervalo Test-Tmet para el hierro fundido.

$$T_{\text{test}} = 1154^{\circ}\text{C} + 4\%\text{Si} - 2\%\text{Mn} + 5\%\text{Cu} - 30\%\text{P} + 4\%\text{Ni}$$

$$T_{\text{met}} = 1148^{\circ}\text{C} - 15\%\text{Si} + 3\%\text{Mn} - 2.3\%\text{Cu} - 37\%\text{P} - 6\%\text{Ni}$$

1.7.1 Efectos de los elementos de aleación en las fundiciones ¹

El estudio de la influencia de los elementos de aleación en las fundiciones es bastante más complicado que 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 templabilidad. Los elementos de aleación modifican también, como en los aceros, la situación de los puntos críticos y además ejercen una acción muy importante y compleja sobre la grafitización.

En la tabla 1.3 se señala la influencia que los diversos elementos aleados ejercen sobre la formación de grafito y de los carburos, y sobre las características de la matriz. En la tabla 1.4 se señala la influencia que tiene sobre los puntos críticos.

Tabla 1.3. Influencia de los elementos de aleación en los constituyentes microscópicos de las fundiciones.¹

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 perlita	Efecto que produce en la matriz
Carbono	Favorece	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece Fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Silicio	Favorece +1	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece Fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Aluminio	Favorece +0.5	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece Fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Titanio	Favorece +0.4	Decrece estabilidad	Afina Fuertemente	Decrece	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Níquel	Favorece +0.35	Decrece ligeramente estabilidad	Afina Ligeramente	Decrece y estabiliza la perlita	Afina la perlita y da dureza
Cobre	Favorece +0.20	Indiferente	Indiferente	Decrece Ligeramente	Da dureza
Manganeso	Se opone -0.25	Estabiliza	Afina Ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y da dureza
Molibdeno	Se opone -0.30	Indiferente	Afina Fuertemente	Aumenta Ligeramente	Afina la perlita y da dureza
Cromo	Se opone -1	Estabiliza Fuertemente	Afina Ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y da dureza
Vanadio	Se opone -2.5	Estabiliza Fuertemente	Afina	Aumenta	Afina la perlita y da dureza

En la segunda columna de la tabla 1.3, se brinda a manera de orientación unos coeficientes relativos del poder grafitizante de diversos elementos, que señalan el valor de su influencia comparada con la del silicio.

Ciertos elementos como el silicio, aluminio, níquel y cobre, que se disuelven en la ferrita, la endurecen y le hacen aumentar su resistencia. Son elementos que favorecen la grafitización. Otros elementos como el cromo, manganeso y molibdeno son formadores de carburos, son elementos que tienden a formar fundición blanca en vez de gris y dificultan la grafitización. También es interesante señalar la acción que estos elementos ejercen sobre la estabilidad del hierro gamma o de la austenita y sobre el hierro alfa o ferrita. El níquel, el manganeso y el cobre aumentan la estabilidad de la austenita y favorecen la formación de una matriz austenítica. El silicio, el aluminio y también el molibdeno (éste en muy poca proporción) aumentan la estabilidad de la ferrita y favorecen la formación de fundiciones de matriz ferrítica.

A continuación se brinda una información adicional que completará a la proporcionada en la tabla 1.3:

Aluminio: El valor que se señala sirve hasta 2% de aluminio. Al aumentar el aluminio de 2 a 4%, la acción grafitizante decrece hasta cero.

Titanio: Con 0.1 a 0.2%, el titanio tiene una acción grafitizante más intensa que el silicio, mientras que para mayores porcentajes su acción es inferior como se señala en el cuadro.

Cobre: La acción grafitizante baja hasta 0.05 cuando los contenidos en carbono son mayores de 3%.

Manganeso: El coeficiente de -0.25, corresponde a porcentajes de 0.8 a 1.5% de Mn. Por debajo de 0.8% la acción del Mn es menos intensa. En cambio puede llegar a favorecer la formación de grafito por debajo de 0.6% si se combina con el azufre.

Molibdeno: El coeficiente de -0.30 corresponde desde 0.8 a 1.5% de Mo. Porcentajes de molibdeno inferiores a 0.8% , tiene una acción más débil y contenidos más elevados tienen una acción más intensa.

Tabla 1.4 Influencia de los elementos de aleación en la situación de los puntos críticos del diagrama hierro-carbono. ¹

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

Seguidamente se muestra la influencia individual de cada uno de los elementos de aleación:

Níquel: El níquel facilita la grafitización, 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, aproximadamente, que una de silicio. Aumenta la dureza y resistencia de la matriz y reduce el tamaño de las láminas de grafito y el tamaño de grano. 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.

Para la fabricación de fundiciones de alta resistencia de 35 a 50 kg/mm^2 , se suele emplear de 0.5 a 3% de níquel. De 3.5 a 5% de níquel, se emplea, para

obtener fundiciones martensíticas de elevada dureza, y más de 15% de níquel para fabricar las fundiciones austeníticas muy resistentes a la corrosión y al calor.

Cromo: El cromo estabiliza la cementita y evita la grafitización. Reduce ligeramente el tamaño de las láminas de grafito y, afina y aumenta la dureza de la matriz. Las adiciones pequeñas (0.5 a 0.75%) del cromo causan aumentos significativos en la resistencia del hierro gris. Se fabrican fundiciones con 12 a 30% de cromo para resistir a la corrosión y a altas temperaturas. Forma carburos de cromo que son muy estables a alta temperatura.

Molibdeno: El molibdeno favorece muy ligeramente la estabilidad del carburo de hierro y reduce el tamaño de las láminas de grafito y también aumenta la resistencia de la matriz. Se emplea en muchos tipos de fundiciones, pero su uso tiene un interés muy especial en las fundiciones aciculares, que tienen una tenacidad muy elevada.

Cobre: El cobre favorece ligeramente la grafitización y endurece y aumenta la resistencia de la matriz. Mejora la resistencia al desgaste y al choque de las fundiciones, proporcionándoles cualidades de antifricción muy interesantes. También mejora la resistencia a la corrosión atmosférica y a la acción de agentes corrosivos relativamente débiles. Es muy empleado para sustituir al níquel. Se suele utilizar para fabricar fundiciones perlíticas de alta resistencia a la tracción. Los efectos del cobre disuelto en la ferrita son:

- Aumento de la resistencia a la corrosión contra los agentes atmosféricos y a muchos agentes químicos, especialmente ácido sulfúrico.
- Endurecimiento de hierro alfa por efectos de la disolución del cobre en la red cristalina, aumentando la resistencia y la dureza, al igual que ocurre con otros elementos. Figura 1.10.
- Un efecto de endurecimiento por precipitación, cuando la solución sobresaturada ($Cu > 0.7\%$) de cobre en hierro alfa se calienta durante intervalos apropiados a temperaturas entre 400° a $600^{\circ}C$.

- Importante, adiciones de cobre por encima del límite aparente de 3.0 a 3.5% no tiene efecto adicional sobre las propiedades mecánicas de las aleaciones.

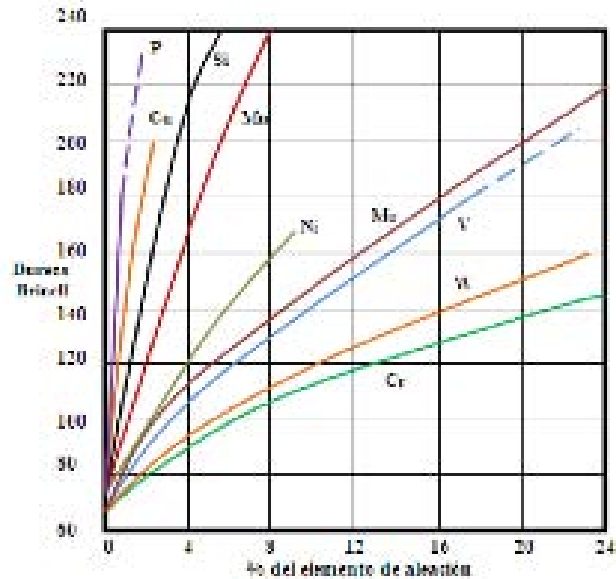


Figura 1.10 Efecto de endurecimiento de la solución sólida de diferentes elementos en el hierro puro. Fuente: E.C. Bain

El Cu, es un elemento antiferritizante o formadores de perlita. La acción grafitizante del cobre baja hasta 0.05 cuando los contenidos en carbono son mayores de 3%. El cobre favorece ligeramente la grafitización y endurece y aumenta la resistencia de la matriz. Mejora la resistencia al desgaste y al choque de las fundiciones, proporcionándoles cualidad de antifricción muy interesantes. Se suele utilizar para fabricar fundiciones perlíticas de alta resistencia a la tracción.

Las propiedades mecánicas de la fundición gris con grafito laminar se ven mejoradas con el agregado de cobre, especialmente la resistencia y la dureza sin perjudicar la maquinabilidad. El cobre tiene alguna influencia grafitizante durante la solidificación, permitiendo este efecto añadir pequeños porcentajes de cromo y obtener propiedades mejores de resistencia.

Estaño: Es generalmente agregado en forma pura, al igual que el cobre es un antigrafitizante o formador de perlita, algunos autores refieren que basta con un 0.08% para asegurar una matriz perlítica. Más de 0.1% puede causar fragilización mediante la formación de una precipitación intergranular. La perlita formada por el estaño no puede ser recocida. Resulta ser más efectivo para promover la perlita sin embargo fragiliza la fundición.

Vanadio: Ha sido recientemente sugerido como elemento de aleación menor para una fundición gris. Tal como se muestra en la figura 1.11 el vanadio tiene un efecto muy significativo en la dureza y en la resistencia a la tracción de la fundición gris. También se ha reportado que el incremento de resistencia a la tracción se mantiene inclusive después de un recocido.

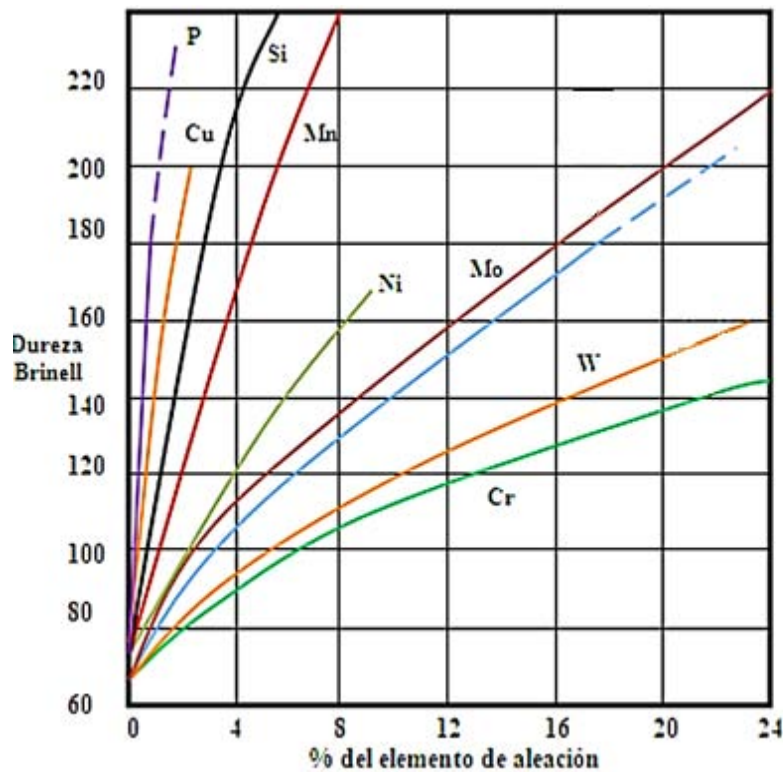


Figura 1.11 Efecto de los elementos de aleación en las propiedades de una fundición gris.⁹

1.8 Defectos que se producen en la fundición gris ⁷

Las discontinuidades en la matriz de las fundiciones grises disminuyen las propiedades de las piezas fundidas debido a que se reducen la sección útil de las piezas moldeadas y disminuyen su resistencia.

Es necesaria por eso una identificación cuidadosa previa de éstos, de manera que puedan ser eliminadas o minimizados. El lugar, la forma y el tamaño de un defecto proveen valiosos indicios acerca de su origen. A continuación se estudian los defectos comunes encontrados en las fundiciones grises.

1.8.1 Porosidades.

Se refiere a aquellos defectos que se encuentran debajo de la superficie superior del fundido y en el centro del molde. Estos defectos pueden ser de forma esférica o irregular. Muchos de estos huecos contienen escoria, y en algunas cavidades contienen metal segregado.

El metal frío, resultante de una temperatura de vaciado baja, es la causa principal de estas porosidades. Esto explica por qué el fundido último, vaciado de una cuchara, es el que más posibilidades tiene de estar defectuoso. La combinación de excesivos niveles de azufre y manganeso producen también piezas con defectos de este tipo, Por tanto, para evitar este tipo de defectos se deben evitar altos contenidos de azufre y manganeso, y, así mismo, bajas temperaturas de vaciado.

La formación de las porosidades se debe a que cuando la temperatura del metal fundido cae, se forman sulfuros de manganeso y se separan del metal fundido. Estos flotan sobre la superficie donde se mezclan con la escoria de la cuchara (silicatos de hierro y de manganeso), creando una escoria de muy alta fluidez. Esta escoria entra en las cavidades del molde, reacciona con el grafito precipitado durante la reacción eutéctica, y resulta en la evolución de monóxido de carbono y la formación de las porosidades. Temperaturas apropiadas del metal,

niveles balanceados de azufre y manganeso, cucharas limpias, y una buena práctica de quitar la capa de escoria de la superficie minimizan estas porosidades.

1.8.2 Rechupe.

La densidad de un metal líquido es generalmente inferior a la densidad de ese mismo metal solidificado. El metal se contrae en estado líquido desde la temperatura de colada (contracción líquida), también se contrae durante el cambio de estado líquido-sólido. A la suma de la contracción líquida y de la contracción por solidificación, se le denomina rechupe. Cuanta más alta sea la temperatura en el momento de colar, más acentuada será la diferencia entre el volumen específico del líquido y el del sólido y, por tanto, mayor será el rechupe.

El rechupe así definido comprende tanto la contracción macroscópica, o macrorrechupe, como la contracción microscópica o microrrechupe. Frecuentemente aparece en los espacios interdendríticos rellenos por líquido no conectado con el resto del metal líquido, cuando los dendritos están muy desarrollados. Al solidificar -y contraerse, por tanto- estas pequeñas porciones líquidas, no conectadas, forman porosidades internas: esto es el microrrechupe.

1.8.3 Cavidades de contracción.

Pueden aparecer o bien aisladas o interconectadas, como vacíos de forma irregular. Secciones gruesas y zonas calientes, tales como áreas adyacentes a alimentadores o regiones que experimentan cambios en el tamaño de la sección, son más susceptibles a este tipo de defectos.

Los factores que promueven la formación de cavidades de contracción incluyen: falta de rigidez del molde, inadecuada composición del metal, temperatura de vaciado incorrecta y un alto grado de nucleación. Estos factores pueden actuar independientemente o combinados.

Casi todos los líquidos se contraen durante el enfriamiento y solidificación. En las fundiciones grises, sin embargo, ocurre expansión durante la formación del eutéctico austenita-grafito, Esta expansión aumenta si la aleación está altamente

nucleada, un estado que es producido por inoculación. Moldes, particularmente de arena verde que no tienen suficiente dureza, son incapaces de contener esta expansión. Esto conduce a un incremento de la capacidad. Se forman entonces cavidades de contracción si el metal suplementario no es suficiente para acomodarse a este incremento.

La composición de la aleación puede tener un efecto pronunciado sobre las cavidades de contracción. Niveles de fósforo tan pequeños como 0.02% pueden causar la formación de finas porosidades en los bordes de las células eutécticas y en las regiones calientes.

Temperaturas excesivas de vaciado pueden también incrementar la concentración del metal cuando se enfría a temperaturas de solidificación que favorecen la formación de cavidades de contracción. Además debido a que moldes de arena verde no son dimensionalmente estables bajo el calor, las temperaturas más altas incrementan los cambios del movimiento de las paredes del molde. Existe un compromiso entre temperaturas de vaciado muy altas y muy bajas. Si la temperatura de vaciado usada es muy baja se pueden producir porosidades. Por tanto, la experiencia es el mejor camino para determinar la temperatura óptima de vaciado.

1.8.4 Las sopladuras.

En estado fundido los metales suelen retener gran volumen de gases en disolución o en forma de compuestos líquidos inestables. Así por ejemplo, el hierro líquido disuelve monóxido de carbono, dióxido de carbono, hidrógeno, nitrógeno, vapor de agua, oxígeno, etc. Cuando la temperatura del fundido desciende hasta el umbral de la solidificación, se produce una rápida disminución de la solubilidad y los gases se desprenden del metal líquido. Su desprendimiento prosigue a lo largo de todo el proceso de solidificación.

Cuando el desprendimiento de gases se opera en un metal casi totalmente solidificado, que no permite su salida, los gases quedan retenidos: parte en las

porosidades interdendríticas, y parte en el interior de las cavidades de la masa metálica aún plástica.

Estas cavidades reciben el nombre de sopladuras y pueden ser periféricas o internas.

El aire que llenaba el molde y queda retenido durante la colada puede dar origen también a cavidades, en la masa metálica. Los gases ocluidos en las piezas moldeadas pueden deberse también a la acción del metal líquido sobre el agua que humedece los moldes: el rápido desprendimiento del vapor de agua del molde origina poros superficiales denominados picaduras.

1.9 Características mecánicas de las fundiciones grises ^{1, 2, 3, 4}

En la práctica industrial, cada día se tiene más en cuenta la resistencia a la tracción de las fundiciones grises, y es frecuente clasificar las fundiciones por la resistencia a la tracción que con ella se obtiene en barras fundidas de 30 mm de diámetro. Las fundiciones normales de baja calidad que se fabrican sin precauciones o especificaciones especiales, suelen tener de 10 a 15 kg/mm² de resistencia a la tracción.

Al realizarse el ensayo de tracción de una fundición gris, se observa que el módulo de elasticidad no es constantes como en los aceros, sino que disminuye a medida que aumenta la carga que actúa sobre el material. No hay, por lo tanto, como en los aceros una zona en la que haya rigurosa proporcionalidad entre las cargas y las deformaciones. Por ello, a cada carga que actúa sobre el material corresponde un módulo de elasticidad, siendo frecuente que en la práctica se de cómo valor el módulo de elasticidad de una fundición, el que corresponde a una carga de un 75 % de la máxima rotura. Durante el ensayo, en un momento determinado del mismo, tendremos:

Módulo de elasticidad = Carga que está actuando/alargamiento que ha producido. [kg/mm²]

En general, el módulo de elasticidad varía entre 7000 y 13000 kg/mm². Al disminuir el tamaño y cantidad de las láminas de grafito, aumenta el módulo de elasticidad y también la resistencia a la tracción de las fundiciones.

El alargamiento plástico y permanente de las probetas en la mayoría de las fundiciones ordinarias es muy pequeño, puede decirse casi nulo, ya que no suelen llegar al 1%, mientras en los aceros son normales los alargamientos que oscilan entre 10 y 20%.

La presencia de numerosas discontinuidades en la estructura, debido a las líneas de grafito, hace que las fundiciones grises sean mucho menos sensibles al efecto de entalla que los aceros, lo cual también es muy ventajoso. Por ello, no hay que temer tanto como en los aceros, el peligro de rotura en las piezas o rayas de mecanizado, ángulos vivos, etc.

En la figura 1.12 se presentan esquemáticamente las vibraciones que se producen ensayando en las mismas condiciones, varillas de fundición, de acero y de aleación de aluminio. Se observa que las vibraciones se amortiguan en la fundición mucho antes que el acero y que en la aleación de aluminio, lo cual, en general, es muy ventajoso cuando se emplea este material para la fabricación de bancadas de máquinas, motores, etc.

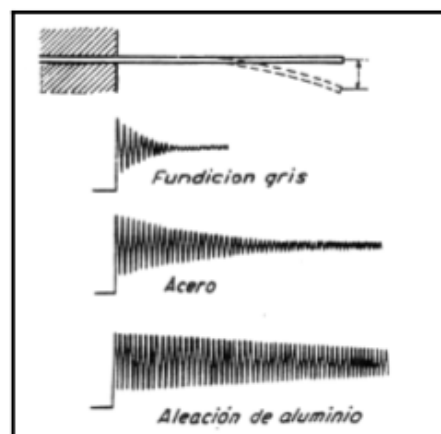


Figura 1.12. Representación gráfica de la forma de amortiguarse las vibraciones que se pueden producir en las piezas de fundición, acero y aluminio. ¹.

En las figuras 1.13 y 1.14. se señalan las resistencias, durezas y módulos de elasticidad que se obtienen en piezas de diferentes espesores con las fundiciones e 15, 20, 30, etc. kg/mm^2 (es decir, fundiciones que en probeta de 30 mm dan 15, 20, 30 kg/mm^2 de resistencia).

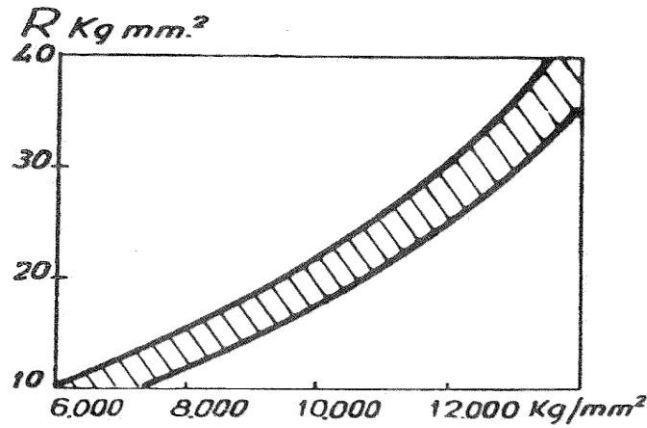


Figura 1.13. Relación aproximada entre la resistencia de las fundiciones y su módulo de elasticidad. ¹

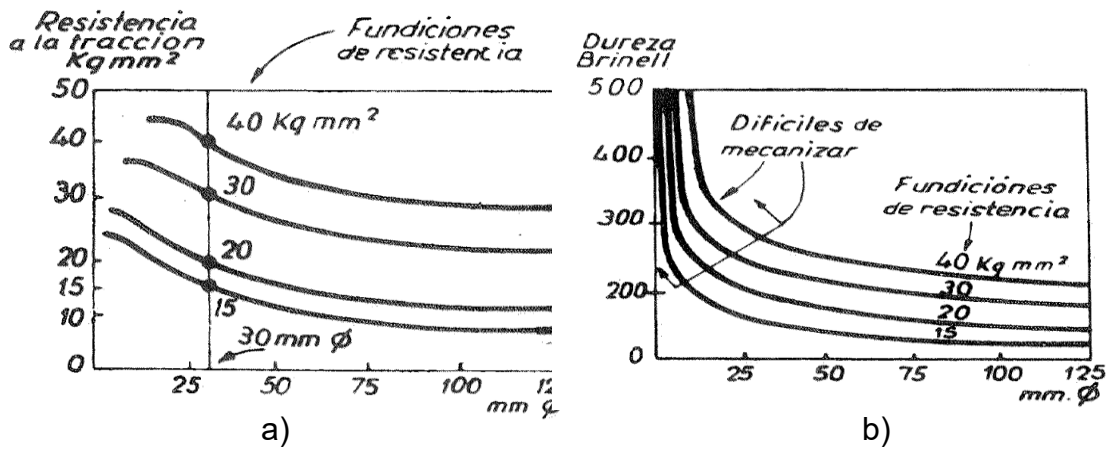


Figura 1.14. a) Indica la influencia del espesor de las piezas en la variación de la resistencia a la tracción de fundiciones de diferentes resistencias. b) Indica la influencia del espesor de las piezas en la variación de la dureza de las fundiciones de diferentes resistencias a la tracción. ¹

Para completar la idea general que estamos dando sobre las diferentes clases de fundiciones de resistencia relativamente elevadas que en la actualidad se emplean en la industria, a continuación señalamos las características principales de los 5 grupos de fundiciones más importantes.

1° Fundiciones de menos de 15 kg/mm². Son en general, fundiciones con menos de 0.5% de carbono combinado.

2° Fundiciones de 20 kg/mm², aproximadamente (15 a 20 kg/mm²). Son, en general, perlíticas con grafito laminar.

3° Fundiciones de 30 kg/mm², aproximadamente (25 a 35 kg/mm²). Son, fundiciones perlíticas de propiedades muy parecidas a las anteriores, aunque con frecuencia suelen ser aleadas.

4° Fundiciones de 40 kg/mm², aproximadamente (35 a 50 kg/mm²). Son, en general, fundiciones aciculares con grafito laminar muy fino.

5° Fundiciones de 60 kg/mm², aproximadamente (50 a 70 kg/mm²). Son, en general, fundiciones con grafito esferoidal.

Capítulo 2. Metodología Experimental

En este capítulo se menciona el procedimiento que se llevó a cabo para fabricar las piezas que se utilizaron en este trabajo, en la primera sesión se llevaron a cabo las probetas para el método C y el método A. Además también se desarrolla el balance de carga necesario para obtener cada una de las composiciones químicas requeridas a partir de las materias primas proporcionadas por el proveedor. Debido a problemas durante la primera sesión experimental fue requerida una segunda sesión de fusión para hacer la comparación entre el método A y el método B

2.1 Metodología

Se consideran tres métodos de elaboración del hierro gris aleado:

Aleación convencional que involucra la adición de todos los elementos químicos constitutivos de la aleación bajo estudio en el horno de inducción previo al llenado de una olla de vaciado, de la que se obtendrán muestras sólidas, llenando con el metal líquido, moldes de arena (método A).

Se parte del hierro colado líquido con los contenidos requeridos de C, Si y Mn fundido en el horno de inducción, se realiza un análisis de contenidos iniciales de Cu y Sn para, mediante un balance de carga determinar la cantidad de polvos aleantes de Cu y polvos aleantes de Sn que permitirán alcanzar los contenidos de Cu y Sn presentes en la aleación convencional de referencia y que son considerados como los requeridos, mediante adición de partículas aleantes de ferroaleaciones de estos dos metales directamente en el chorro metálico durante el vaciado del horno a un molde de silicato/CO₂ en forma de una barra, de masa previamente conocida (método B).

Se parte del hierro colado líquido con los contenidos requeridos de C, Si y Mn fundido en el horno de inducción, se realiza un análisis de contenidos iniciales de Cu y Sn para, mediante un balance de carga, determinar la cantidad de polvos aleantes de Cu y polvos aleantes de Sn requeridos para

alear los 90 Kg de metal líquido presentes en el horno de inducción y obtener los contenidos requeridos de Cu y Sn mediante la adición de partículas aleantes de ferroaleaciones de estos dos metales, junto con un gasto volumétrico conocido de aleación base dentro de un dispositivo de aleación que constituye el nuevo método de aleación (método C).

La metodología incluye:

1. La elaboración, en el horno de inducción, del hierro colado líquido aleado con Sn y Cu mediante el método convencional y la obtención de las muestras sólidas asociadas a caracterización química, mecánica y metalográfica.
2. La elaboración, en el horno de inducción, del hierro colado líquido base y obtención del hierro colado, aleado con Cu y Sn, mediante la determinación de los contenidos iniciales de Cu y Sn en la aleación base, la realización de un balance de carga y la adición directa de partículas aleantes de manera simultánea al ingreso del chorro metálico líquido de aleación base en un molde receptor elaborado mediante el método de silicato/CO₂ para producir una barra de masa conocida. Obtención de muestras sólidas y caracterización química, mecánica y metalográfica.
3. La implementación del arreglo experimental para el empleo del nuevo dispositivo de aleación para la obtención de hierros grises aleados que incluye: caracterización del gasto volumétrico promedio del dispositivo, caracterización del gasto volumétrico de un dosificador de polvos aleantes, la realización de los balances de cargas y del balance de flujos másicos para establecer las condiciones de aleación con el dispositivo, elaboración, en el horno de inducción, del hierro colado líquido base y obtención del hierro colado líquido, aleado con Cu y Sn empleando el

dispositivo de aleación. Obtención de muestras sólidas y caracterización química, mecánica y metalográfica

4. A partir de las muestras sólidas, maquinas para obtener probetas de pruebas de tensión. También preparar las barras para el análisis metalográfico seccionando la parte superior media e inferior de las mismas. También se determinó la dureza de las piezas, Brinell para la primera sesión de fusión y Rockwell B para la segunda

2.2 Desarrollo Experimental.

Se procedió a elaborar un hierro aleado de la siguiente composición objetivo:

Tabla 2.1 Composiciones químicas requeridas y objetivo.			
	Composición Química. REQUERIDA (%).	Composición Química. OBJETIVO (%).	RENDIMIENTO (η) (%).
C	3.3- 3.45	3.4	92
Si	1.9- 2.0	1.95	90
Mn	0.6- 0.8	0.7	93
P	max 0.1	max 0.1	100
S	max 0.1	Max 0.1	100
Cu	0.2 – 0.5	0.35	98
Sn	0.04-0.08	0.06	95

Las materias primas que se emplearon son las siguientes y sus composiciones químicas se muestran en la tabla 2.2. Los rendimientos se determinaron experimentalmente.

Se usó 10% de retorno;
15% Arrabio (CH₂);

Inoculación 0.10% base silicio.
Base de cálculo 90Kg.

Tabla 2.2. Composición química de las materias primas utilizadas.							
Materias Primas	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cu	%Sn
Retorno	3.7025	1.8575	0.7175	0	0	0.2175	0.0045
Rebaba (CH ₁)	3.519	2.097	0.667	0	0	0.138	0.012
Arrabio (CH ₂)	4.15	1.2	1.2	0.15	0.05	0.1	0.000
Forja [Troquel] (CH ₃)	1.2	1.2	1.8	0.05	0.1	0.000	0.000

2.2.1 Balance de Carga.

1.- Cálculo de la cantidad de elementos necesarios. En función de los parámetros de fusión: Rendimientos y tratamientos del metal líquido.

$$C \equiv 90kg * \left(\frac{3.4}{100}\right) / \left(\frac{92}{100}\right) = 3.326 Kg \quad P \equiv 90kg * \left(\frac{0.1}{100}\right) / \left(\frac{100}{100}\right) = 0.09 Kg$$

$$Si = \frac{90Kg * \left(\frac{1.9}{100} - \frac{0.1}{100}\right)}{\left(\frac{90}{100}\right)} = 1.8Kg. \quad S = \frac{90Kg * \left(\frac{0.1}{100}\right)}{\left(\frac{100}{100}\right)} = 0.09Kg$$

$$Mn = \frac{90Kg * \left(\frac{0.7}{100}\right)}{\left(\frac{90}{100}\right)} = 0.7 Kg. \quad Cu = \frac{90Kg * \left(\frac{0.35}{100}\right)}{\left(\frac{98}{100}\right)} = 0.32Kg$$

$$Sn = \frac{90Kg * \left(\frac{0.06}{100}\right)}{\left(\frac{95}{100}\right)} = \mathbf{0.0568Kg}$$

2. Cálculo de la cantidad de elementos aportados por las materias primas prefijadas. Retornos (10%) y chatarra 1.

10% Retorno= 9Kg.

15% CH₂= 13.5Kg.

$$C = 9 * \left(\frac{3.7025}{100}\right) = \mathbf{0.333Kg.}$$

$$C = 13.5 * \left(\frac{4.15}{100}\right) = \mathbf{0.56025Kg}$$

$$Si = 9 * \left(\frac{1.8575}{100}\right) = \mathbf{0.1671Kg.}$$

$$Si = 13.5 * \left(\frac{1.2}{100}\right) = \mathbf{0.162Kg}$$

$$Mn = 9 * \left(\frac{0.7175}{100}\right) = \mathbf{0.06457Kg.}$$

$$Mn = 13.5 * \left(\frac{1.2}{100}\right) = \mathbf{0.162Kg}$$

$$P = 9 * \left(\frac{0}{100}\right) = \mathbf{0g.}$$

$$P = 13.5 * \left(\frac{0.15}{100}\right) = \mathbf{0.0203Kg}$$

$$S = 9 * \left(\frac{0}{100}\right) = \mathbf{0Kg.}$$

$$S = 13.5 * \left(\frac{0.05}{100}\right) = \mathbf{6.75 \times 10^{-3}Kg}$$

$$Cu = 9 * \left(\frac{0.2175}{100}\right) = \mathbf{0.019575Kg.}$$

$$Cu = 13.5 * \left(\frac{0.1}{100}\right) = \mathbf{0.0135Kg}$$

$$Sn = 9 * \left(\frac{0.0045}{100}\right) = \mathbf{4.05 \times 10^{-4}Kg.}$$

$$Sn = 13.5 * \left(\frac{0}{100}\right) = \mathbf{0Kg}$$

3. Balance en función de un elemento "crítico". Elemento crítico seleccionado: C.

$$Ret + CH_2 = \mathbf{22.5Kg.} \quad CH_1 + CH_3 = \mathbf{77.5kg} \quad \therefore \quad CH_1 = 77.5 - CH_3kg$$

$$3.326 = 0.333 + 0.56025 + \left(CH_1 * \frac{3.519}{100}\right) + \left(CH_3 * \frac{1.2}{100}\right)$$

$$3.326 = 0.8933 + \left([77.5 - CH_3] * \frac{3.519}{100}\right) + \left(CH_3 * \frac{1.2}{100}\right)$$

$$3.326 = 0.8933 + 2.7272 - (CH_3 * \frac{3.519}{100}) + (CH_3 * \frac{1.2}{100})$$

$$3.326 - 0.8933 - 2.7272 = - (CH_3 * \frac{3.519}{100}) + (CH_3 * \frac{1.2}{100})$$

$$-0.2945 = CH_3(\frac{-3.519}{100} + \frac{1.2}{100})$$

$$CH_3 = \frac{-0.2945}{-2.319}(100). = \mathbf{12.6994 Kg}$$

$$CH_1 = 77.5 - CH_3 = 77.5 - 12.6994 = \mathbf{64.8005 Kg}$$

4. Cálculo de la cantidad de elementos aportados por:

$$CH_1 = 64.8005 \text{ Kg.}$$

$$CH_3 = 12.6994 \text{ Kg.}$$

$$C = 64.8005 * (\frac{3.519}{100}) = \mathbf{2.2803 Kg.}$$

$$C = 12.6994 * (\frac{1.2}{100}) = \mathbf{0.1524 Kg}$$

$$Si = 64.8005 * (\frac{2.097}{100}) = \mathbf{1.3588 Kg.}$$

$$Si = 12.6994 * (\frac{1.2}{100}) = \mathbf{0.1524 Kg}$$

$$Mn = 64.8005 * (\frac{0.667}{100}) = \mathbf{0.4322 Kg.}$$

$$Mn = 12.6994 * (\frac{1.8}{100}) = \mathbf{0.2285 Kg}$$

$$P = 64.8005 * (\frac{0}{100}) = \mathbf{0 Kg.}$$

$$P = 12.6994 * (\frac{0.05}{100}) = \mathbf{6.3497x10^{-3} Kg}$$

$$S = 64.8005 * (\frac{0}{100}) = \mathbf{0 Kg.}$$

$$S = 12.6994 * (\frac{0.1}{100}) = \mathbf{0.0127 Kg}$$

$$Cu = 64.8005 * (\frac{0.2175}{100}) = \mathbf{0.1409 Kg.}$$

$$Cu = 12.6994 * (\frac{0}{100}) = \mathbf{0 Kg}$$

$$Sn = 64.8005 * (\frac{0.009}{100}) = \mathbf{5.832x10^{-4} Kg.}$$

$$Sn = 12.6994 * (\frac{0}{100}) = \mathbf{0 Kg}$$

Las cantidades introducidas al horno como ferroaleación o recarburante, para los elementos aleantes principales, son las siguientes:

Carbono, faltan 4.5×10^{-3} Kg, por lo que la composición quedaría dentro de la composición objetivo, sin embargo considerando las pérdidas que se tienen en el proceso de fusión se empleo una cantidad de a Carbocoque bajo azufre (C>98%):

$$\frac{0.5 \text{ Kg}}{0.98} = 0.5102 \text{ Kg}$$

Silicio, faltan 3.627 Kg, utilizando Ferro silicio 75% ($\approx 76.5\%$ Si):

$$\frac{0.0403 \text{ Kg}}{0.765} = 0.052 \text{ Kg}$$

Para el Cobre faltan 0.146kg, con ($\approx 95\%$ Cu):

$$\frac{0.146 \text{ Kg}}{0.95} = 0.01536 \text{ KG}$$

Para el Estaño faltan 0.0558kg con ($\approx 98\%$ Sn):

$$\frac{0.0558 \text{ Kg}}{0.98} = 0.05694 \text{ KG}$$

Y finalmente, se realizó una post inoculación de 0.1% base Si; para ello se consideró una masa total de molde de 9.6 Kg, y se empleó ferro silicio inoculante con 75% de Si:

$$9.6 \text{ Kg} * \frac{0.1}{100} = 9.6 \times 10^{-3} \text{ Kg} * \frac{1}{0.75} = 0.0128 \text{ Kg} = 12.8 \text{ g Fe - Si}$$

Al realizar la primera fusión para comprobar los resultados del balance de carga y realizar los ajustes pertinentes previos a la fabricación de la aleación tipo 809, se obtuvieron los siguientes resultados, determinados experimentalmente mediante espectrometría de emisión:

Tabla 2.3. Composición química de la aleación base objetivo y antes de realizar la aleación.

Tipo	% C	% Si	% Mn	%P	% S	% Cu
Base objetivo	3.4	1.95	0.7	0.1	0.1	0.35
Base 809 antes de aleación	3.403	1.917	0.668	0.0189	0.0858	0.2068

Con base en la información obtenida en la Tabla 2.3, se realizaron los balances de flujo másico de las ferroaleaciones (Sn y Cu) para ajustar la composición química, a continuación se muestra el cálculo para el caso del Cobre:

Masa total de metal a tratar = 90 Kg

Tiempo de adición= 29 segundos.

$$\text{Gasto másico de metal base: } \frac{90\text{Kg}}{29\text{s}} = 3.1\text{Kg/s}$$

En una base de cálculo de 1 segundo:

$$m_{Final}^{Cu} = m_{inicial}^{Cu} + m_{adicionada}^{Cu}$$

$M_{Total}=3.1$ Kg, la composición objetivo de % Cu=0.35, y por el análisis químico sabemos que %Cu_{inicial}=0.2068 Kg, por lo que:

$$m_{Final}^{Cu} = \frac{0.35 \cdot 3.1\text{Kg}}{100} = 0.01085\text{Kg}$$

$$m_{inicial}^{Cu} = \frac{0.2068 * 3.1Kg}{100} = 6.4108 \times 10^{-3} Kg$$

Por lo tanto:

$$m_{adicionada}^{Cu} = m_{Final}^{Cu} - m_{inicial}^{Cu} = 4.439 \times 10^{-3} Kg$$

De acuerdo a las materias primas proporcionadas por Rassini, Frenos, el Cobre con el que realizara este ajuste presenta un contenido de un 95% de Cobre, además, tomando en consideración un porcentaje de eficiencia de mezclado del 80%, el cual fue obtenido en base a múltiples experimentos, obtenemos que la cantidad del elemento aleante a alimentar en el dispositivo es:

$$\frac{4.439 \times 10^{-3} Kg}{0.95 * 0.80} = 5.8407 \times 10^{-3} Kg/s$$

Un cálculo similar es realizado para el Estaño, en cuyo caso se, debido a que la composición química inicial no es posible detectarla con el equipo con el que se cuenta, se consideró que la aleación base aportaba un 0.05% de contenido de Estaño, además se estableció una eficiencia de mezclado idéntica al caso del Cobre. Se trabajó con una aleación Estaño con un contenido 98%, por lo que la cantidad a adicionar es $2.0394 \times 10^{-3} Kg/s$

Se fundió la carga, obteniéndose la siguiente composición de donde, como ya se comentó anteriormente al analizar la tabla 5, se desprendió la necesidad de agregar 169.38 gr de Cu y 59.144 gr de Sn en un total de 29 segundos, asumiendo un factor de eficiencia de incorporación del 80% en ambos casos.

La composición química fue ajustada para los tres métodos de incorporación considerados en este trabajo y se procedió a obtener las muestras para caracterización química y microestructural.

Debido a que se necesitaba una comparación más detallada entre el método tradicional y el de aleación directa se procedió a realizar otra fusión en la que se produjeron de nuevo las piezas fabricadas con el método A y el método B, en dicha fusión se generaron nuevas probetas para un análisis metalográfico y también se produjeron barras para maquinado para la comparación del comportamiento mecánico de las aleaciones producidas por ambos métodos.

Capítulo 3. Resultados y discusión.

En este capítulo se analizan los resultados obtenidos a partir de las distintas pruebas que se realizaron durante el experimento además se comparan piezas obtenidas por los 3 métodos, en cuanto a su composición química, microestructura y propiedades mecánicas.

3.1. Análisis y Discusión

3.2 Composición Química

Se procedió a analizar los resultados empezando por la comparación de las composiciones químicas obtenidas para las dos aleaciones bajo estudio mediante los tres métodos considerados.

La Tabla 3.1 muestra la composición química obtenida por espectrometría de emisión de la aleación tipo 809 elaborada de manera convencional, mientras que las Tablas 8 y 9 muestran las composiciones iniciales de las aleaciones madre así como la composición química obtenida después de alear estas aleaciones mediante el Método B y el Método C. En los tres casos se buscó obtener la misma composición final objetivo en cuanto a contenidos de Cu y Sn.

Tabla 3.1 Composición química obtenida mediante espectrometría de emisión atómica de la aleación tipo 809 elaborada por el Método A

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	%Mo	% Ni	%Al
3.403	1.917	0.668	0.0189	0.0858	0.1682	0.0738	0.0944	<0.0050
% Co	% Cu	% Sn	% Nb	%Ti	%V	%Pb	%Mg	%Fe
0.0056	0.3429	0.078	0.0097	0.008	0.0121	0.0023	<0.0050	93.2

Todos los porcentajes de elementos aleantes reportados son porcentajes en peso (% wt.).

Tabla 3.2 Composiciones químicas <i>determinadas antes y después producir la aleación 809 con el método B</i>							
Tipo	% C	% Si	% Mn	%P	% S	% Cu	% Sn
Base 809 antes de aleación	3.383	1.847	0.678	0.018	0.066	0.277	0.020
Base 809 después de la aleación	3.566	1.837	0.681	0.015	0.086	0.2975	0.0401
Todos los porcentajes de elementos aleantes reportados son porcentajes en peso (% wt.).							

Tabla 3.3 Composiciones químicas <i>determinadas antes y después producir la aleación 809 con el método C</i>							
Tipo	% C	% Si	% Mn	%P	% S	% Cu	% Sn
Base 809 antes de aleación	3.660	1.421	0.590	0.022	0.081	0.277	0.020
Base 809 después de la aleación	3.417	1.890	0.663	0.028	0.068	0.3755	0.0853
Todos los porcentajes de elementos aleantes reportados son porcentajes en peso (% wt.).							

Como puede observarse en las tablas 3.1 y 3.3 las composiciones químicas obtenidas se encuentran dentro de un rango aproximado de valores para ambos métodos (A y C) por lo que podemos decir que para ambos métodos existe una incorporación de elementos aleantes eficiente. En la tabla 3.2 se muestran las composiciones químicas de las probetas de masa conocida producidas con el método B. Cabe señalar que debido a la incapacidad del equipo de emisión atómica disponible en ese momento en nuestro laboratorio para determinar la cantidad de Estaño presente en las probetas destinadas al análisis químico se

recurrió al laboratorio de Rassini Frenos para realizar la determinación del estaño. En esta tabla puede verse que los contenidos de Cu y Sn son menores y se alejan de los contenidos requeridos, esto es un indicador de que la adición directa de los polvos de aleación no es un método eficiente de incorporación.

Tabla 3.4 Contenidos de los elementos aleantes para los 3 métodos de fabricación						
	Composición Química Requerida (%)	Composición Química Objetivo (%)	Rendimiento (η) (%)	Método A	Método B	Método C
Cu	0.2 – 0.5	0.35	98	0.3429	0.2975	0.3755
Sn	0.04-0.08	0.06	95	0.078	0.0401	0.0853
Todos los porcentajes de elementos aleantes reportados son porcentajes en peso (% wt.).						

Puede verse en la tabla 3.4, que resume los resultados obtenidos, que para los métodos A y C se tienen contenidos de Estaño y Cobre similares, siendo los contenidos de elementos aleantes del método C ligeramente superiores a los presentes en el método A, esto puede deberse a que el dispositivo es un método de incorporación más eficiente que el método tradicional, el menor contenido de Estaño en el método tradicional podría explicarse como resultado del menor tiempo en que el estaño está expuesto a oxidarse cuando se agrega como partícula aleante en el dispositivo del método C. La presencia de un exceso muy grande de Estaño también es indeseable porque produce una fragilización del material a partir del 0.1% en peso. Observando los contenidos alcanzados en ambos métodos se puede prever que no existirán efectos adversos en el material como resultado de un exceso de estaño. También se observa en esta tabla que el método B no alcanza los contenidos requeridos de estos elementos aleantes, por lo que no es un método adecuado de incorporación de aleantes

Para corroborar lo anterior se realizó una segunda fusión para obtener más muestras de los métodos A y B, puesto que ya se contaba con el equipo adecuado para la determinación de los elementos aleantes.

Tabla 3.5 Composición química obtenida mediante espectrometría de emisión atómica de la aleación tipo 809 elaborada por el Método A

% C	% Si	% Mn	%P	% S	% Cu	% Sn	%Cr	%Mo
3.417	1.890	0.663	0.028	0.068	0.354	0.056	0.154	0.019
%Ni	%Al	%Co	%Nb	%Ti	%V	%Pb	%Mg	
0.059	0.0018	0.0055	0.0070	0.0048	0.014	0.0026	<0.0005	

Todos los porcentajes de elementos aleantes reportados son porcentajes en peso (% wt.)

Tabla 3.6 Composición química obtenida mediante espectrometría de emisión atómica de la aleación tipo 809 elaborada por el Método B antes de la adición de los polvos aleantes

% C	% Si	% Mn	%P	% S	% Cu	% Sn	%Cr	%Mo
3.383	1.847	0.678	0.018	0.066	0.154	0.020	0.148	0.016
%Ni	%Al	%Co	%Nb	%Ti	%V	%Pb	%Mg	
0.059	0.0012	0.0056	0.0061	0.0053	0.017	0.0024	<0.0005	

Todos los porcentajes de elementos aleantes reportados son porcentajes en peso (% wt.)

Tabla 3.7 Composición química obtenida mediante espectrometría de emisión atómica de la aleación tipo 809 elaborada por el Método B después de la adición de los polvos aleantes para la pieza 5B4

% C	% Si	% Mn	%P	% S	% Cu	% Sn	%Cr	%Mo
3.566	1.837	0.681	0.015	0.086	0.289	0.039	0.135	0.014
%Ni	%Al	%Co	%Nb	%Ti	%V	%Pb	%Mg	
0.051	0.0015	0.0036	0.0072	0.0066	0.014	0.0028	<0.0005	

Todos los porcentajes de elementos aleantes reportados son porcentajes en peso (% wt.)

Tabla 3.8 Composición química obtenida mediante espectrometría de emisión atómica de la aleación tipo 809 elaborada por el Método B después de la adición de los polvos aleantes para la pieza 3B4

% C	% Si	% Mn	%P	% S	% Cu	% Sn	%Cr	%Mo
4.800	1.833	0.702	0.013	0.098	0.306	0.042	0.129	0.012
%Ni	%Al	%Co	%Nb	%Ti	%V	%Pb	%Mg	
0.050	0.0023	0.0014	0.0076	0.0076	0.011	0.0020	<0.0005	

Todos los porcentajes de elementos aleantes reportados son porcentajes en peso (% wt.)

En la tabla 3.5 se presenta la composición química encontrada para la aleación elaborada mediante el método A y en las tablas 3.6 - 3.8 se presentan las composiciones químicas obtenidas para dos muestras aleadas mediante el método B. En la tabla 3.9 se comparan estos nuevos resultados con los previamente obtenidos para el método C.

Tabla 3.9 Contenidos de los elementos aleantes para los 3 métodos de fabricación

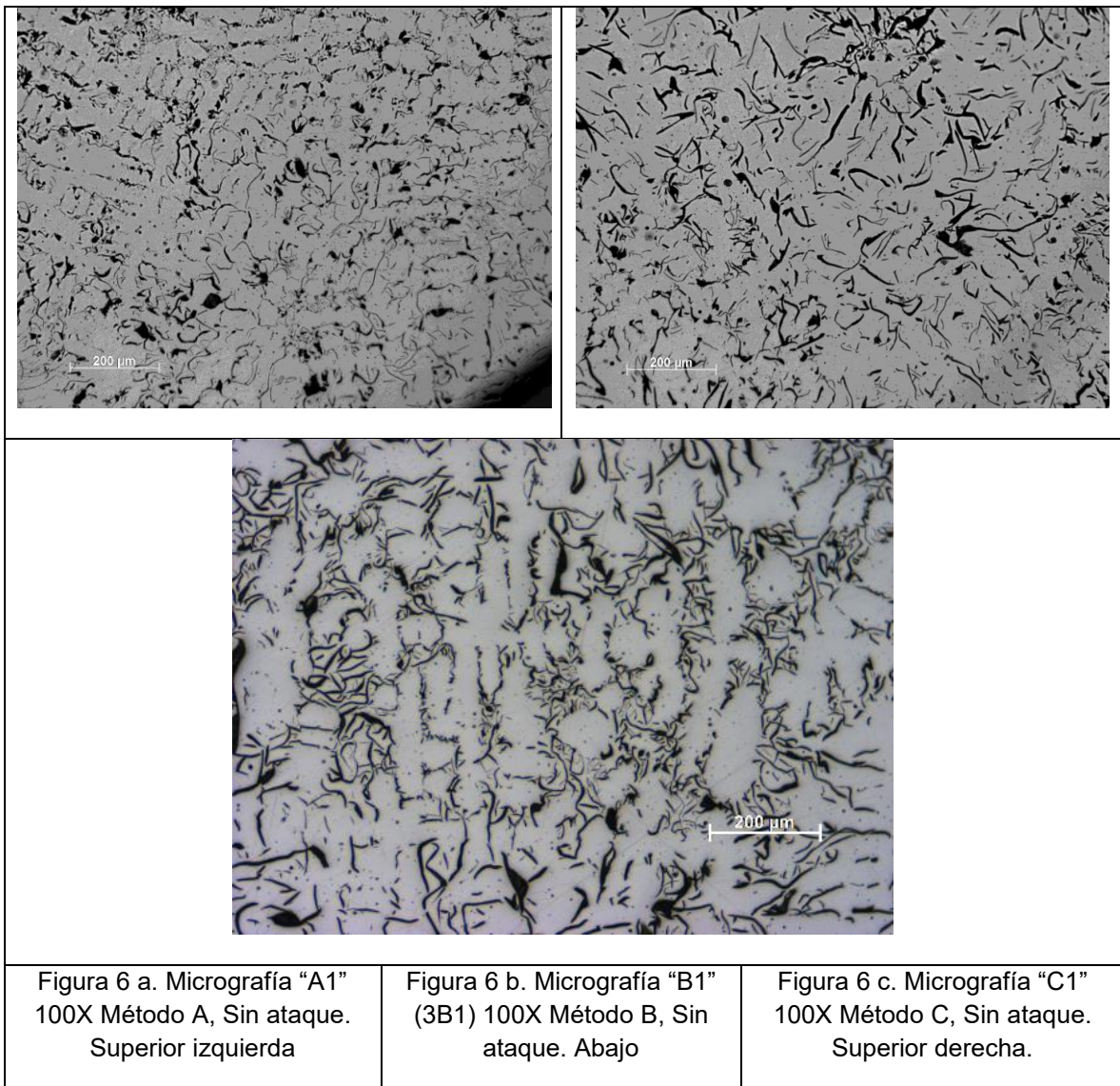
	C.Q. Requerida (%)	C.Q. Objetivo (%)	Rendimiento (η) (%)	Método A	Método C	Método B
Cu	0.2 – 0.5	0.35	98	0.354	0.37	0.289
Sn	0.04-0.08	0.06	95	0.056	0.0853	0.039

Todos los porcentajes de elementos aleantes reportados son porcentajes en peso (% wt.).

En análisis de los resultados desplegados en las tablas 3.5 – 3.8 confirma que el método B no es capaz de producir piezas con la composición química requerida, con lo cual se puede descartar como método de aleación. La tabla 3.9, que resume todos los resultados asociados a este trabajo permite constatar que la incorporación de aleantes es similar para los métodos A y C, siendo ligeramente superior para el último método y que el método B no es eficiente ni adecuado para su empleo con propósitos industriales.

3.3 Análisis Microestructural

Se procedió a la preparación metalográfica de las muestras obtenidas siguiendo la norma ASTM E 3-1, Standard Guide For Preparation of Metallographic Specimens utilizando lijas de carburo de silicio con la siguiente secuencia: P80, P180, P240, P320, P400, P600, P1000 Y P2000. Para el pulido fino se emplearon paños microcloth con abrasivo de alúmina con tamaño de partícula $1\mu\text{m}$. Las imágenes fueron adquiridas por medio de una cámara AxioCam IC de la empresa Zeiss, con una resolución de 1.4 MP y un software de captura y procesamiento de imágenes proporcionado por la misma compañía. Posteriormente se atacaron las mismas piezas con ácido nital 2 y se tomaron imágenes con el mismo equipo.



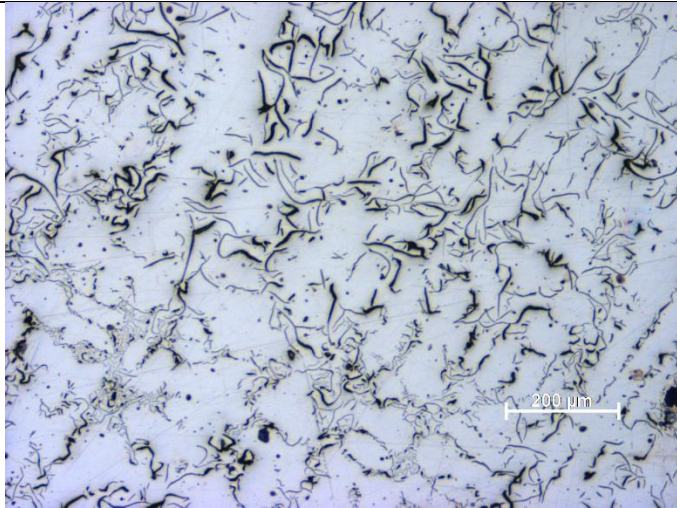


Figura 6 d. Micrografía "A1" 100X Pieza fabricada por el Método A, Sin ataque. Se puede observar hojuelas de grafito tipo A, y tipo C, aunque existe grafito tipo D y en algunas zonas también existe grafito tipo B

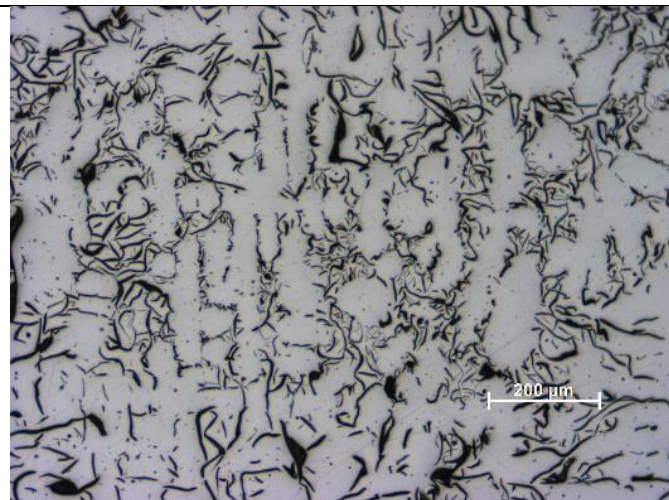


Figura 6 e. Micrografía "B1" (3B1) 100X Pieza fabricada por el Método B, Sin ataque. Se puede observar grafito tipo D, y tipo C, aunque también existe presencia de grafito tipo B

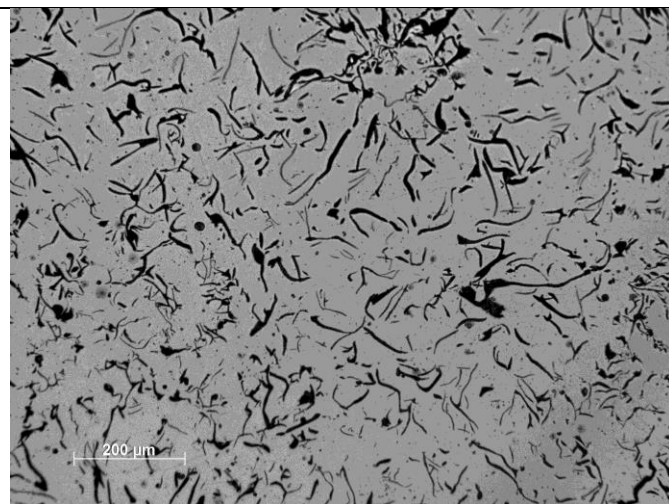
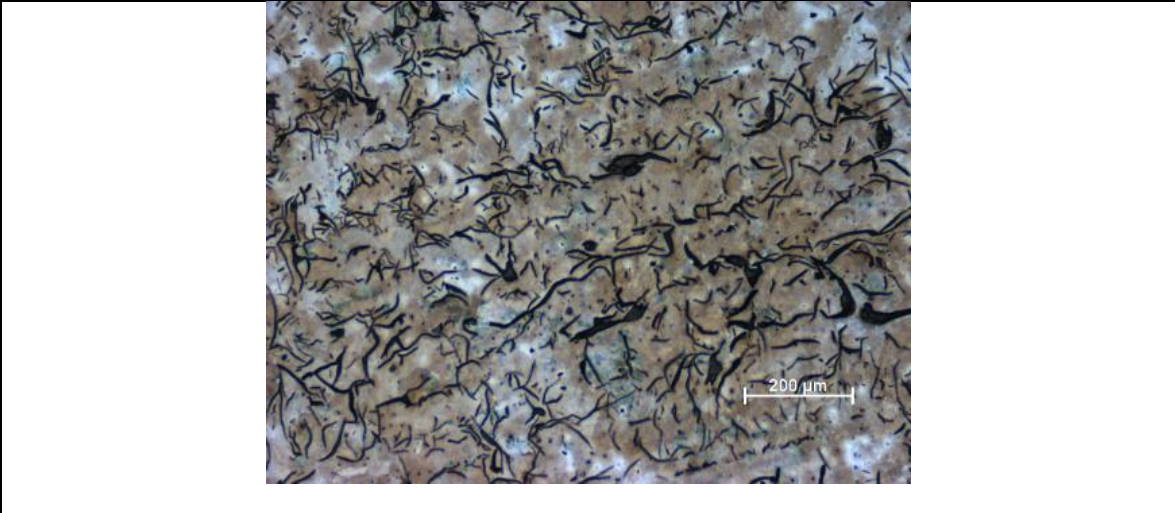
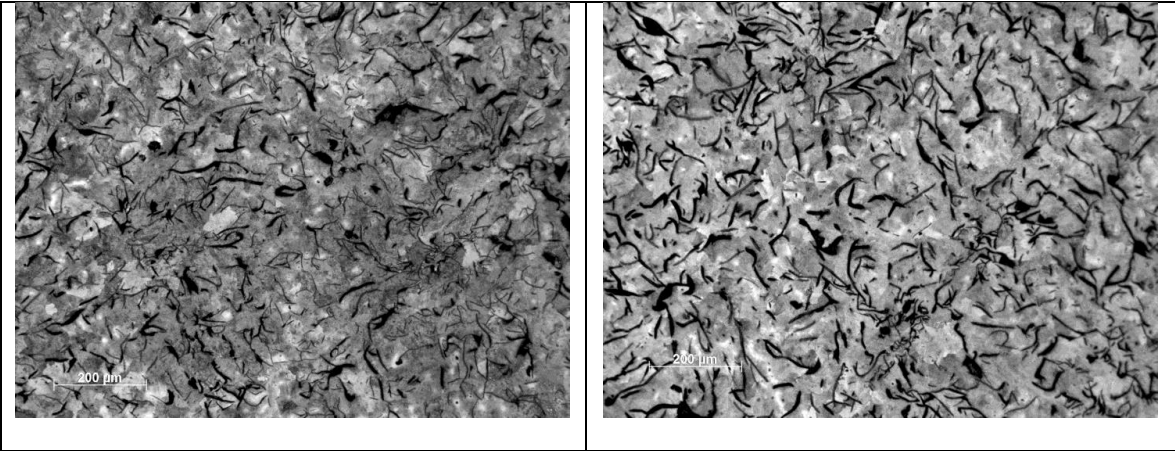


Figura 6 f. Micrografía "C1" 100X Pieza fabricada por el Método C, Sin ataque. Se puede observar grafito tipo A, y tipo C, las hojuelas de grafito tipo A son más delgadas que las que se encuentran en las que se pueden verse en las fabricadas por el método tradicional.



<p>Figura 7 a. Micrografía "A1" 100X Método A, Con ataque. Superior izquierda</p>	<p>Figura 7 b. Micrografía "B1" (3B1) 100X. Método B parte intermedia con ataque. Central Abajo</p>	<p>Figura 7 c. Micrografía "C1" 100X Método C, Con ataque. Superior derecha</p>
---	---	---

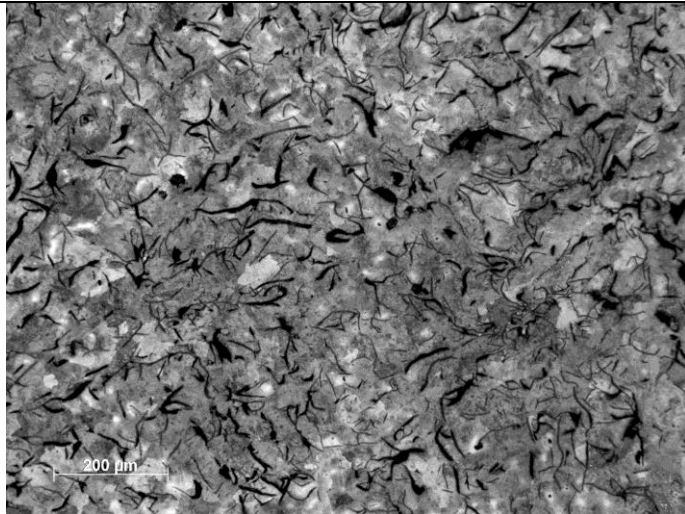


Figura 7 d. Micrografía "A1" 100X
Pieza fabricada por el Método A, Con
ataque. Se puede ver una matriz casi
completamente perlítica, sin embargo
con estos aumentos no se puede
distinguir la perlita fina de la gruesa.

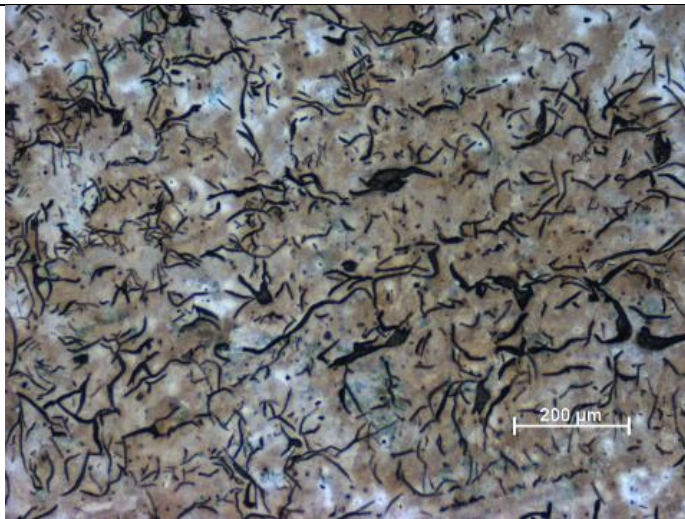
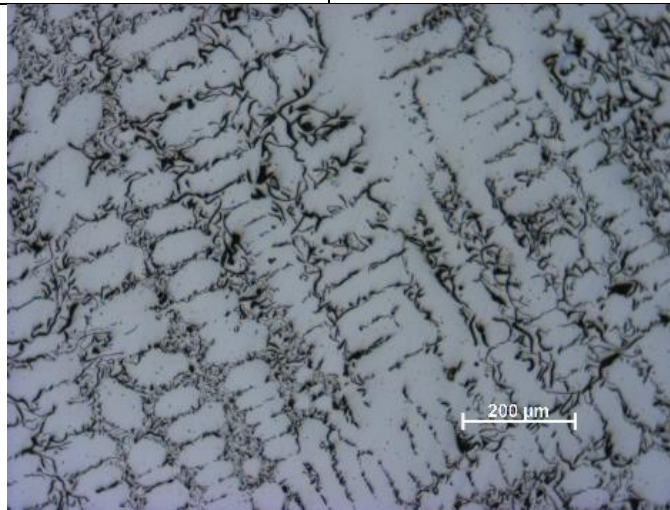
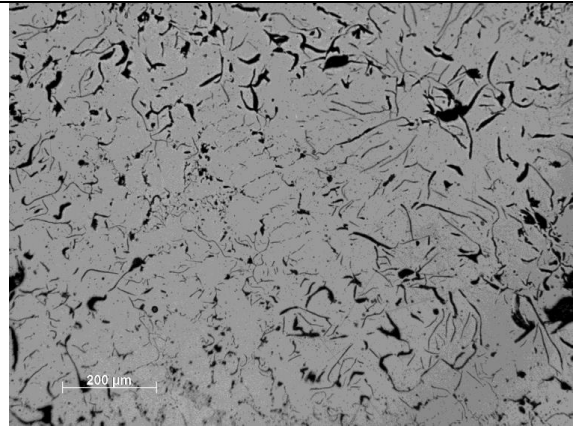
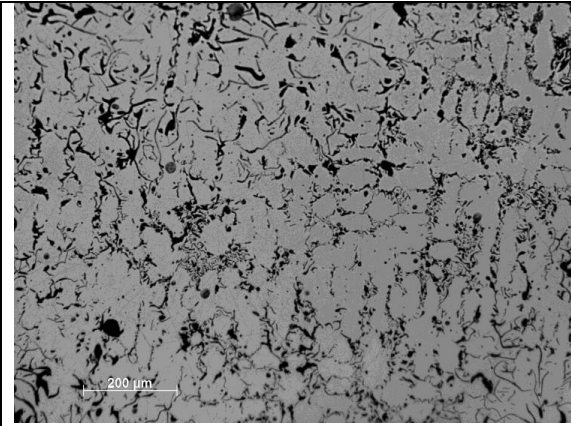


Figura 7 e. Micrografía "B1" (3B1)
100X. Pieza fabricada por el Método B
parte intermedia con ataque. Se puede
ver una matriz casi completamente
perlítica, además en las piezas
fabricadas por este método se
encontró presencia de ferrita en las
vecindades de algunas hojuelas de
grafito, sin embargo con estos
aumentos no se puede distinguir la
perlita fina de la gruesa.



Figura 7 f. Micrografía "C1" 100X.
Pieza fabricada por el Método C, Con
ataque. Se puede ver una matriz
completamente perlítica, sin embargo
con estos aumentos no se puede
distinguir la perlita fina de la gruesa.



*Figura 8 a. Micrografía "A2"
100X Método A, Sin ataque.
Superior Izquierda*

*Figura 8 b. Micrografía "B2"
(5B2) 100X Método B, sin
ataque. Central Abajo*

*Figura 8c. Micrografía "C2" 100X
Método C, Sin ataque. Superior
Derecha*

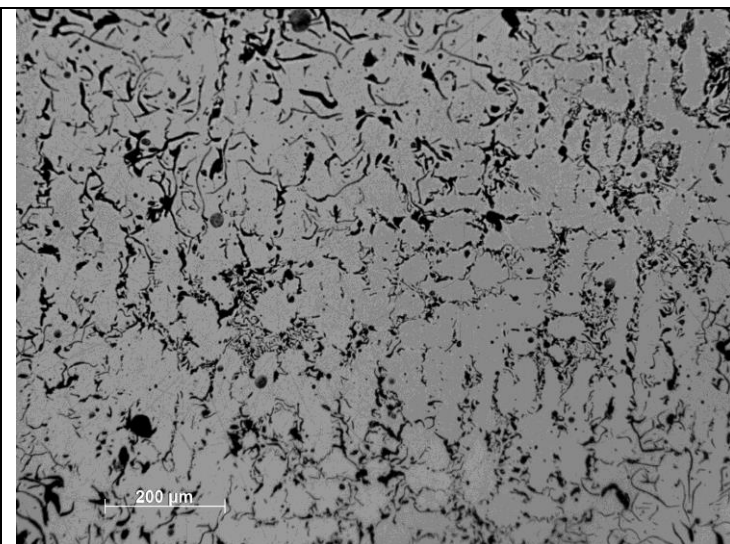


Figura 8 d. Micrografía "A2"
100X. Pieza fabricada por el Método A, Sin ataque. Se puede observar hojuelas de grafito tipo A, y tipo C, aunque existe grafito tipo D y E.

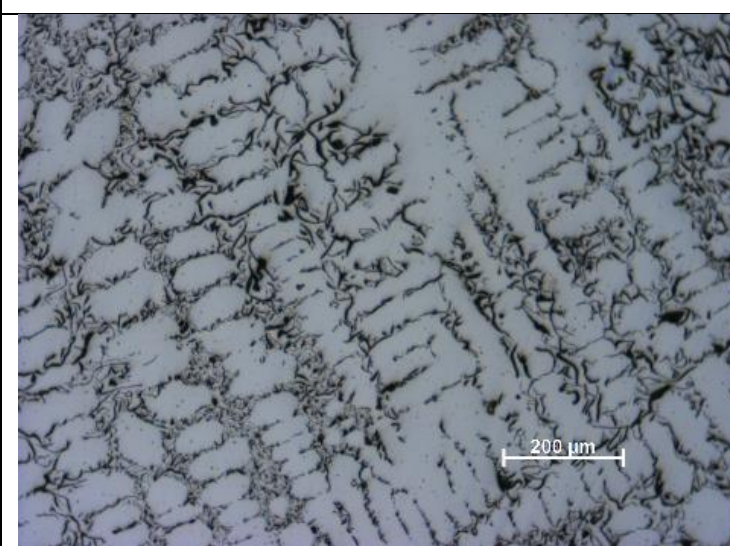


Figura 8 e. Micrografía "B2"
(5B2) 100X. Pieza fabricada por el Método B, sin ataque. Se puede observar de forma predominante grafito tipo E, aunque también existe presencia de grafito tipo B y tipo C.

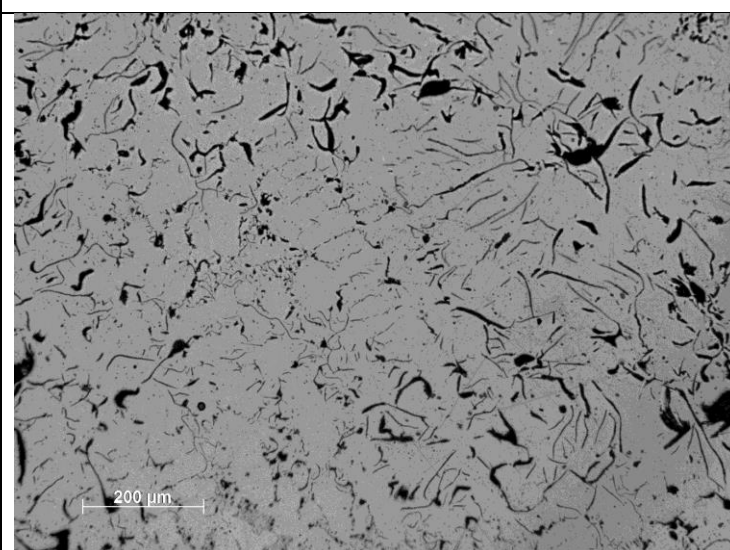
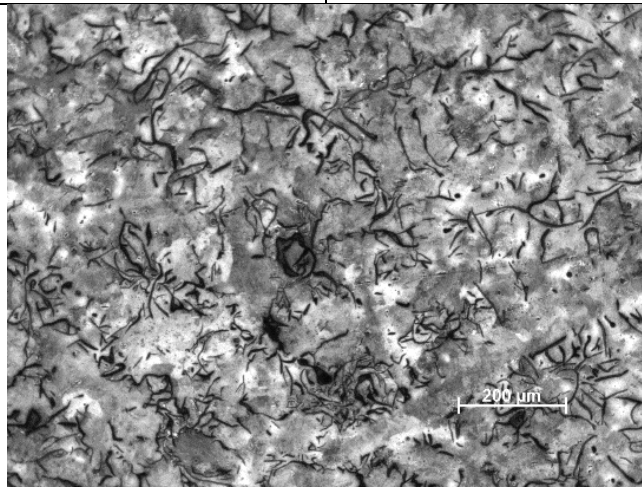
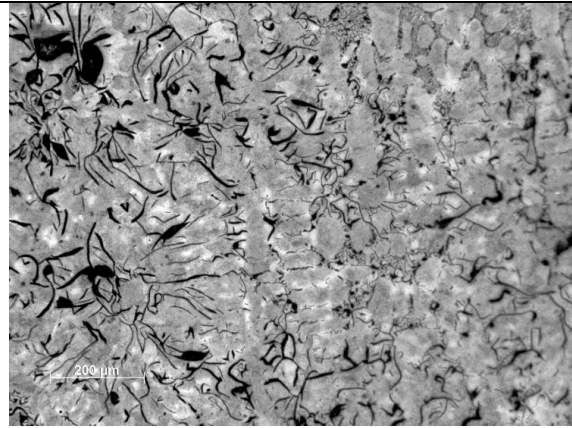
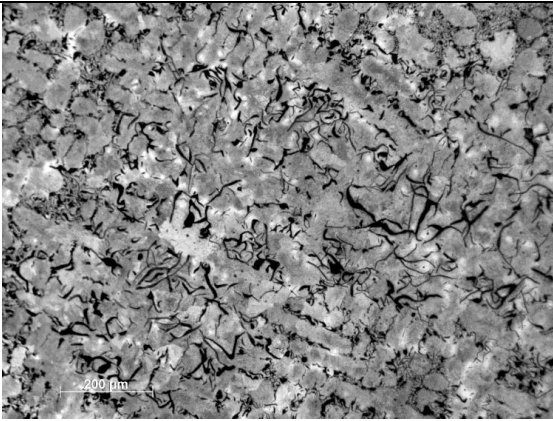


Figura 8 f. Micrografía "C2"
100X. Pieza fabricada por el Método C, Sin ataque. Se puede observar grafito tipo A, y tipo C, aunque las piezas fabricadas por el método C también presentan grafitos tipos B, D y E la cantidad de estos tipos de grafito es mucho menor por lo que sugiere una solidificación más homogénea



*Figura 9 a. Micrografía "A2" 100X
Método A, con ataque. Superior
izquierda*

*Figura 9 b. Micrografía "B2"
(3B2) 100X Método B, con
ataque. Abajo*

*Figura 9 c. Micrografía "C2" 100X
Método C, con ataque. Superior
derecha*

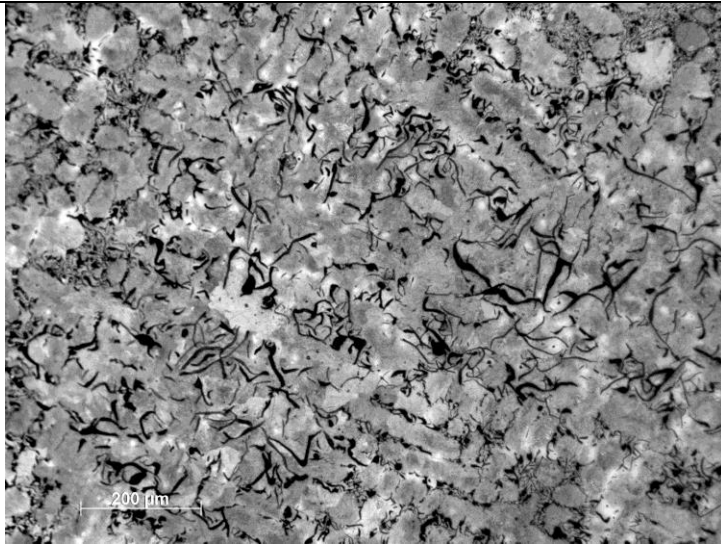


Figura 9 d. Micrografía "A2" 100X. Pieza fabricada por el Método A, con ataque. Se puede ver una matriz casi completamente perlítica, sin embargo con estos aumentos no se puede distinguir la perlita fina de la gruesa.

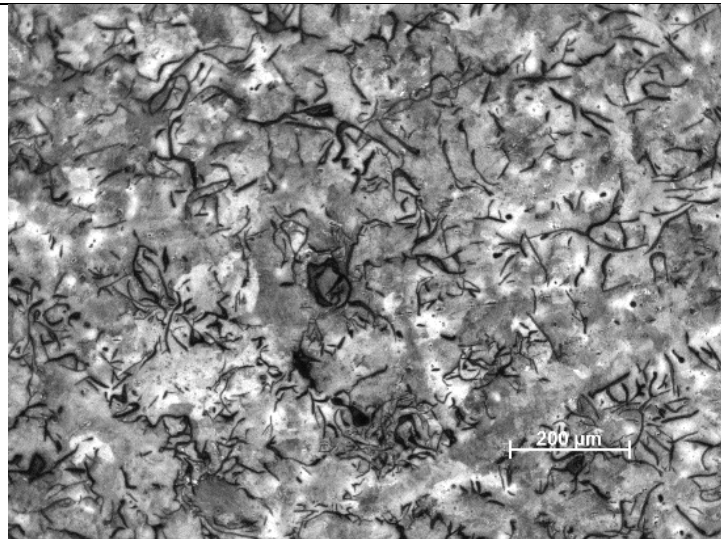


Figura 9 e. Micrografía "B2" (3B2) 100X. Pieza fabricada por el Método B, con ataque. Se puede ver una matriz altamente perlítica, además en las piezas fabricadas por este método se encontró presencia de ferrita en las vecindades de algunas hojuelas de grafito, sin embargo con estos aumentos no se puede distinguir la perlita fina de la gruesa.

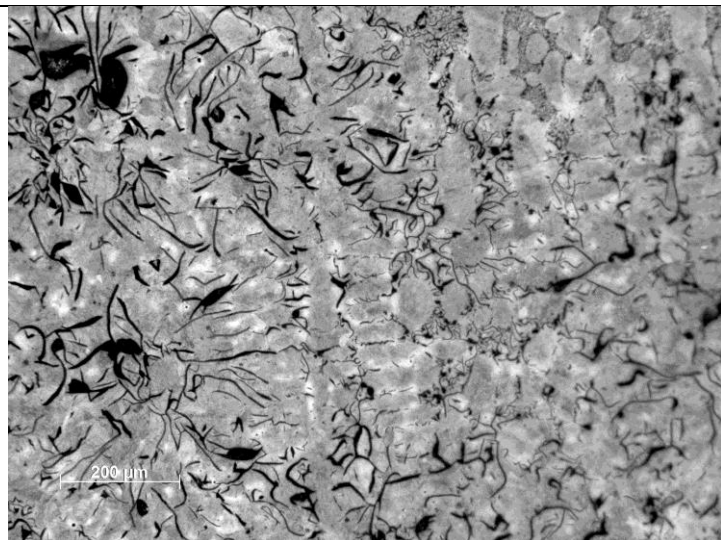


Figura 9 f. Micrografía "C2" 100X. Pieza fabricada por el Método C, con ataque. Se puede ver una matriz completamente perlítica, sin embargo con estos aumentos no se puede distinguir la perlita fina de la gruesa.

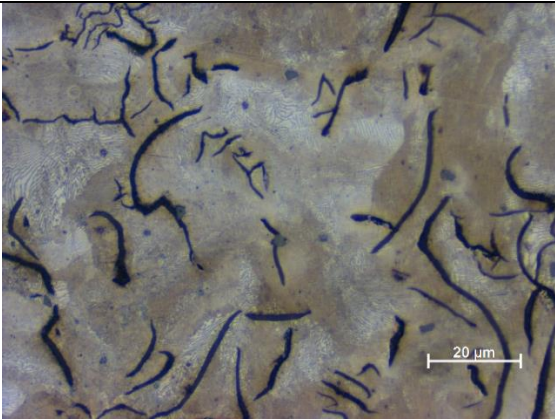


Figura 10 a. Micrografía pieza 1A1 1000X.
Método A parte intermedia con ataque

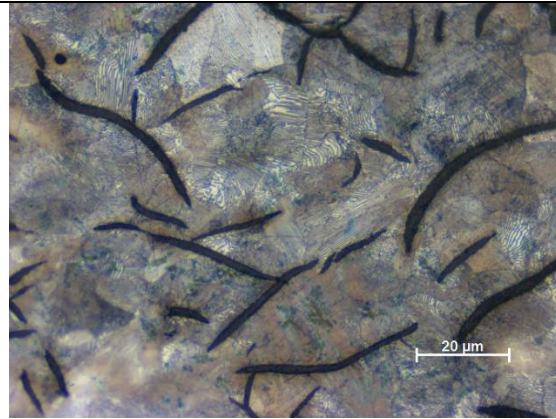


Figura 10 b. Micrografía pieza 3A5 1000X.
Método A parte intermedia con ataque

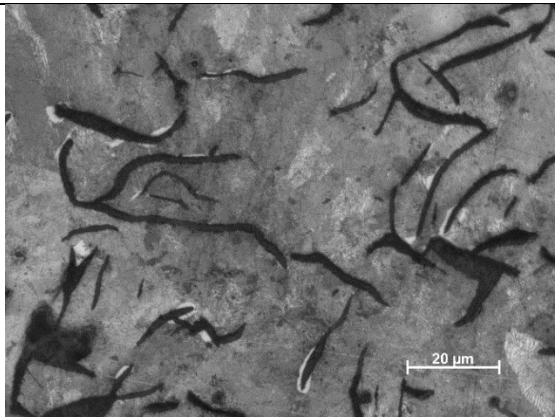


Figura 10 c. Micrografía pieza 3B1 1000X.
Método B parte intermedia con ataque

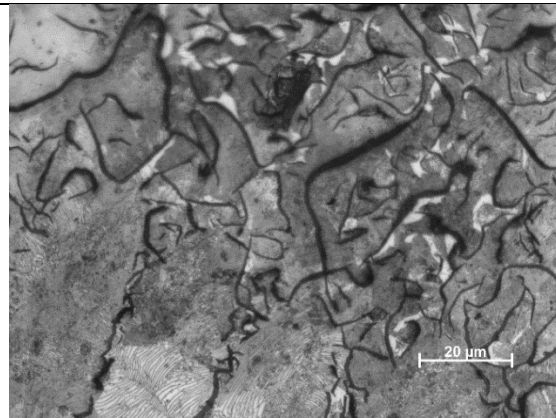


Figura 10 d. Micrografía pieza 3B3 1000X.
Método B parte intermedia con ataque

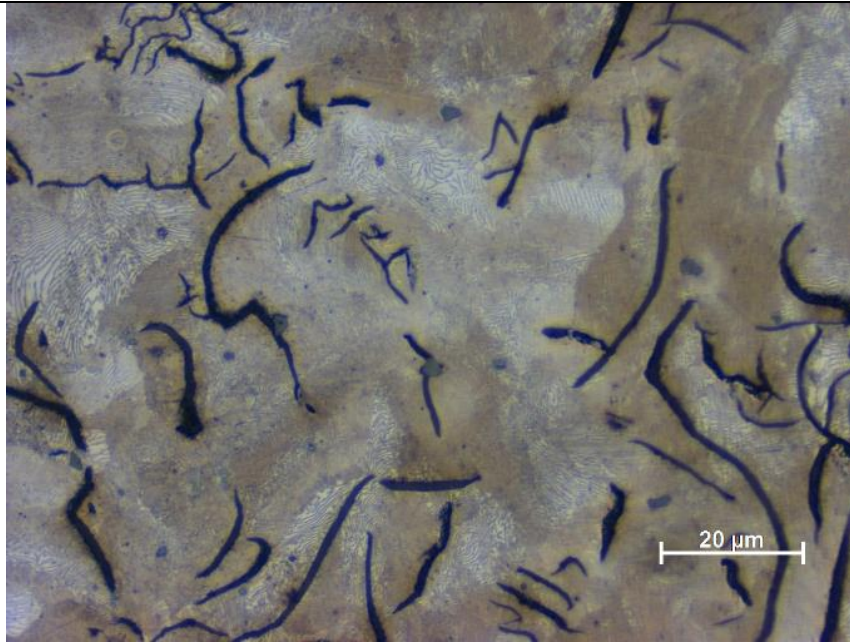


Figura 10 e. Micrografía pieza 1A1 1000X. Pieza fabricada por el Método A, parte intermedia con ataque. En esta imagen se puede distinguir claramente la presencia de una matriz completamente perlítica. Además se puede ver la diferencia entre la perlita delgada y la gruesa. Además se pueden ver las hojuelas de grafito.

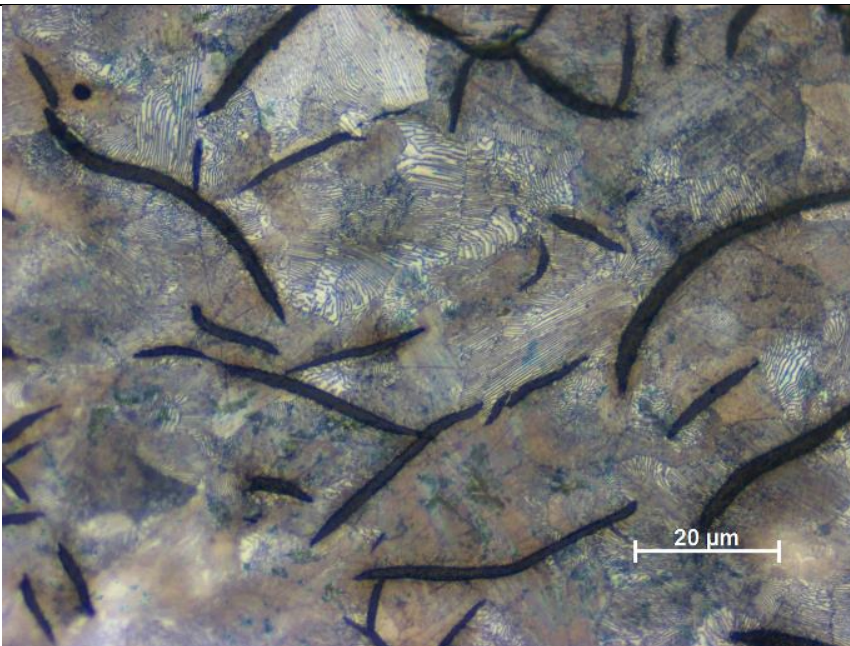


Figura 10 f. Micrografía pieza 3A5 1000X. Pieza fabricada por el Método A parte intermedia con ataque. En esta imagen se puede distinguir claramente la presencia de una matriz completamente perlítica. Además se puede ver la diferencia entre la perlita delgada y la gruesa. Además se pueden ver las hojuelas de grafito.

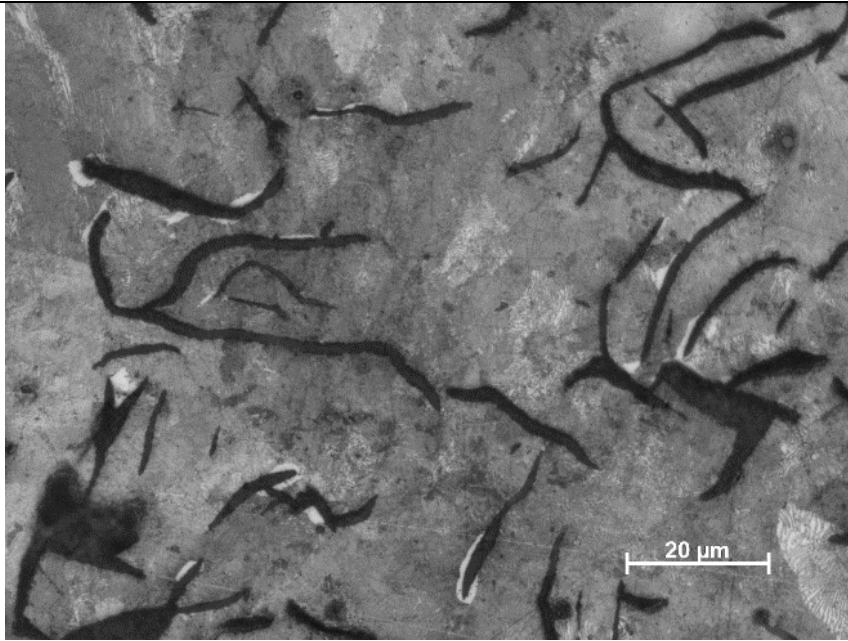


Figura 10 g. Micrografía pieza 3B1 1000X. Pieza fabricada por el Método B parte intermedia con ataque. En esta imagen se puede distinguir claramente la presencia de una matriz perlítica aunque existe presencia de ferrita en la vecindad de algunas hojuelas de grafito. Además se puede ver la diferencia entre la perlita delgada y la gruesa.

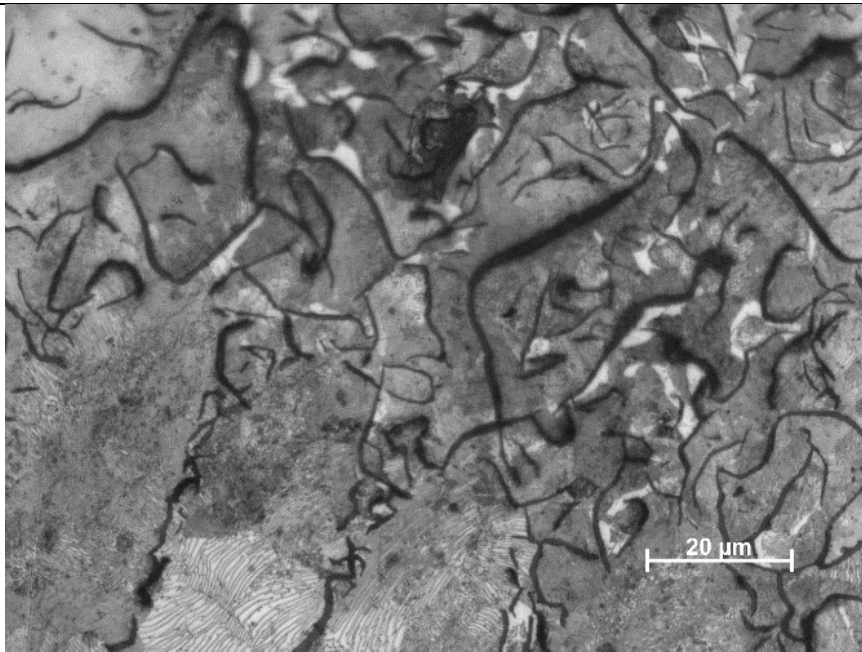
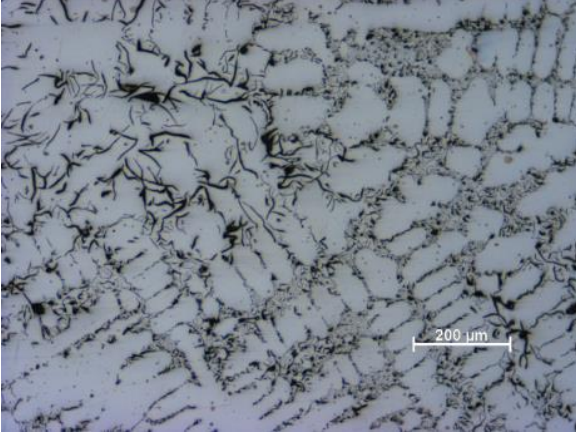
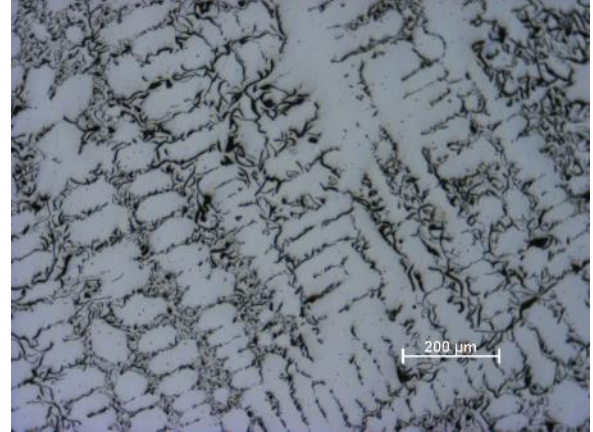
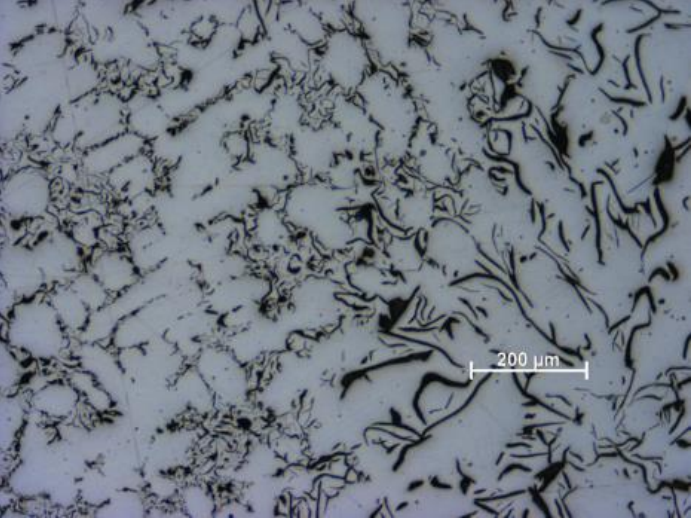


Figura 10 h. Micrografía pieza 3B3 1000X. Pieza fabricada por el Método B parte intermedia con ataque. En esta imagen se puede distinguir claramente la presencia de una matriz perlítica aunque existe presencia de ferrita en la vecindad de algunas hojuelas de grafito. Además se puede ver la diferencia entre la perlita delgada y la gruesa.

		
		
<p>Figura 11 a. Micrografía pieza B1 100x. Método B parte inferior. Superior izquierda</p>	<p>Figura 11 b. Micrografía pieza b1 100x. Método B parte Intermedia. Abajo</p>	<p>Figura 11 c. Micrografía pieza 5B2 100x. Método B parte superior. Superior derecha</p>

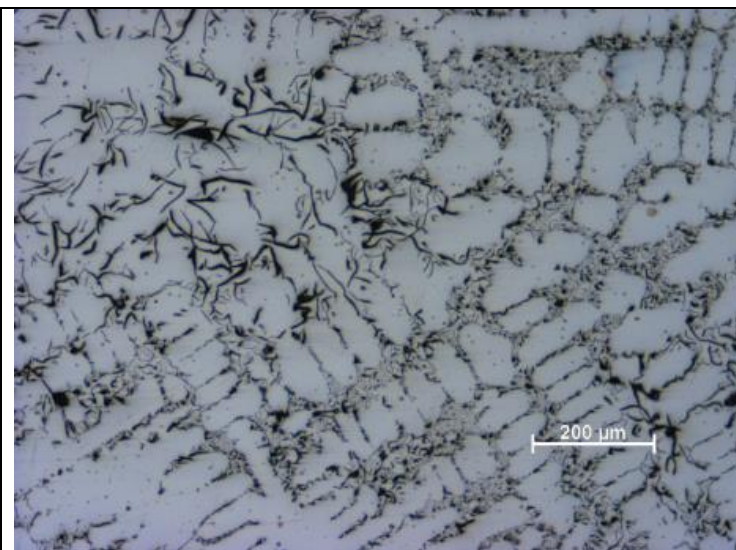


Figura 11 d. Micrografía pieza B1 100X. Pieza fabricada por el Método B parte inferior. Se puede observar de forma predominante grafito tipo D, y E, aunque también existe presencia de grafito tipo B y tipo C

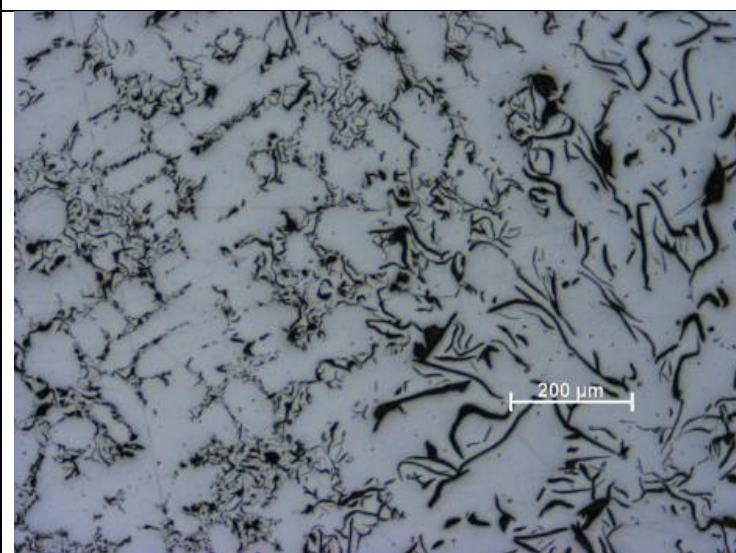


Figura 11 e. Micrografía pieza B1 100X. Pieza fabricada por el Método B parte Intermedia. Se puede observar grafito tipo D, y E, aunque también existe presencia de grafito tipo B y tipo C

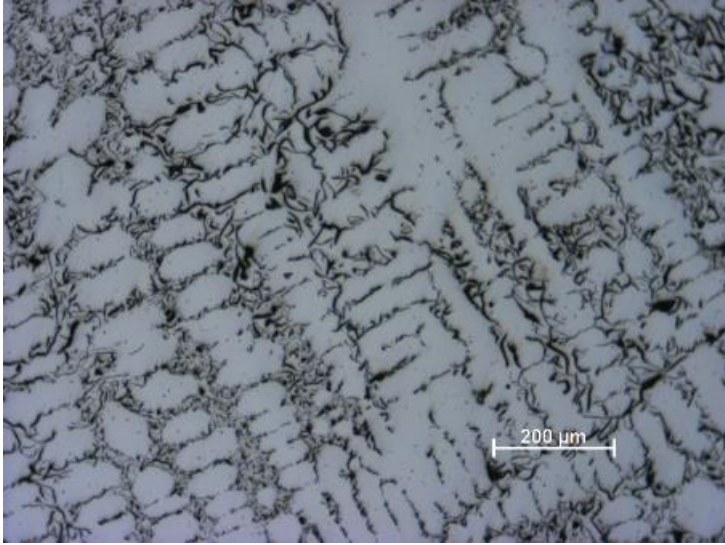
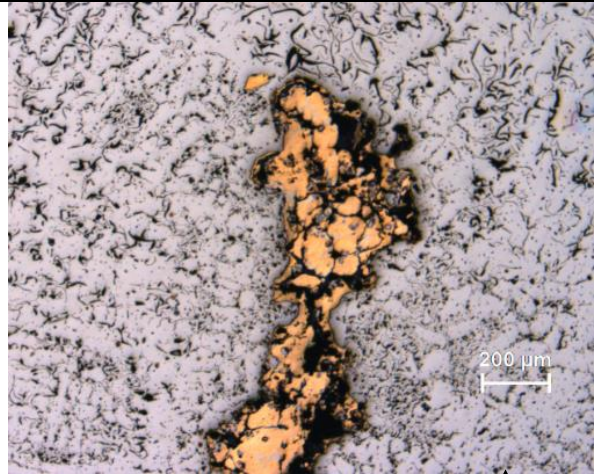
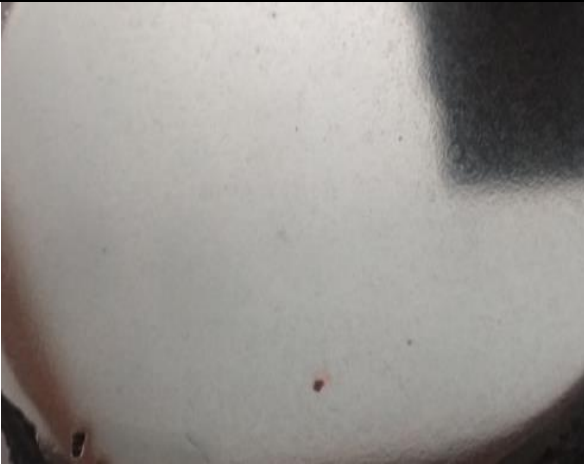


Figura 11 f. Micrografía pieza 5B2 100X. Pieza fabricada por el Método B parte superior. Se puede observar de forma predominante grafito tipo E, aunque también existe presencia de grafito tipo B y tipo C



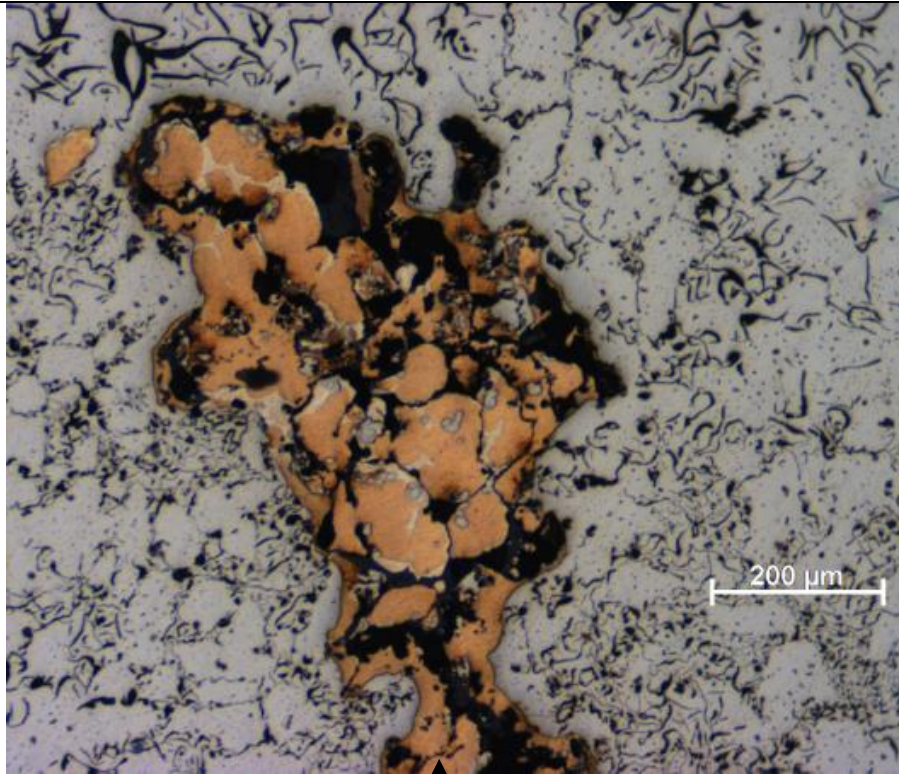


Figura 12 a. Fotografía de una pieza fabricada con el método B, se puede ver una partícula de cobre sin disolver. Sección intermedia. Superior Izquierda.

Figura 12 b. Micrografía pieza 3B1 50x. Método B Sección intermedia. Partícula de cobre sin disolver Método B Central Abajo.

Figura 12 c. Micrografía pieza 3B1 100x. Método B Sección intermedia. Partícula de cobre sin disolver Método B. Superior Derecha

Se procedió a realizar el análisis de las micrografías obtenidas por los 3 distintos métodos. En las figuras 6 y 7 se presentan dichas micrografías sin ataque y con ataque respectivamente. Como puede verse existe una gran similitud en la microestructura de las piezas fabricadas por el método A y el método C, mientras que la microestructura de las probetas obtenidas mediante el método B presenta diferencias.

Si bien las microestructuras de las muestras obtenidas mediante los métodos A y C son muy parecidas, con el método C se tiene una mayor cantidad de grafito tipo A mientras que las del método A; las hojuelas de grafito tipo A son más delgadas (figura 6 a y c) además también se presenta grafito tipo C. En las figuras 8 a y c pueden verse de igual forma este tipo de grafito para los métodos A

y C, aunque se observa la presencia de zonas con grafito tipo D, sin embargo la presencia del mismo puede asociarse a que se encuentra en la zona más alejada del sistema de alimentación y por lo tanto también de la zona donde la solidificación comenzó por lo que podemos asumir que también fue la zona con el mayor subenfriamiento. Aunque las piezas fabricadas por el método C también presentan grafitos tipos B, D y E la cantidad de estos tipos de grafito es mucho menor por lo que sugiere una solidificación más homogénea.

En las figuras 7 a y c que corresponden a las micrografías con ataque de las piezas fabricadas por los métodos A y C respectivamente se puede ver que la matriz es principalmente perlítica aunque también presentan una pequeña cantidad de ferrita, ya que la microestructura es muy similar esto puede servir como evidencia de que la incorporación de los aleantes a través del empleo del dispositivo de aleación rápida es una opción viable para la incorporación de elementos de aleación para fundiciones aleadas a nivel industrial.

Las probetas obtenidas mediante el método de adición directa de polvos muestra una microestructura mixta entre grafito tipo C y tipo D; este último suele ser indeseable en las fundiciones y es posible que se haya generado debido a un control deficiente en la post inoculación del metal contenido en la barra, ya que durante el llenado de las barras, primero se agregaron los polvos aleantes y después el inoculante lo cual pudo traducirse en una inoculación incompleta del metal en la barra con las consecuencias observadas de una gran presencia de zonas con grafito tipo D, que en las piezas producidas por el método B, fue predominante.

En las figuras 8 y 9 se comparan las piezas obtenidas por los métodos A y B para la segunda fusión, donde se obtuvieron las mismas microestructuras antes obtenidas para ambos métodos y se puede confirmar que el método de adición directa de partículas aleantes genera una microestructura con grafito tipo D y E, con presencia de grafito tipo C, mientras que la microestructura del método tradicional presentaba grafito tipo C principalmente y la presencia de grafito tipo A. Cabe destacar que en las dos ocasiones que se obtuvieron barras de masa conocida producidas por el método de adición directa se encontraron piezas con partículas de cobre sin disolver que variaban de grosor. Sin embargo no se encontraron partículas de estaño a simple vista, sin embargo cuando se desmoldaron la piezas sobre la superficie de las barras existía una pequeña capa de colores similares al cobre entre la arena y la superficie del metal, esto aunado al bajo contenido de los elementos aleantes puede indicar que hubo flotación de las partículas metálicas.

Se procedió a comparar las microestructuras de las piezas una vez atacada la superficie y se puede ver el aumento de la cantidad de ferrita presente en las piezas fabricadas por el método B. En las micrografías de las figuras 10 se muestran las matrices de las piezas obtenidas para el método A y el método B vistas a 1000 aumentos. En dichas imágenes se puede ver el aumento de la cantidad de ferrita en las figuras b y d, dicha ferrita se encuentra sobre todo en la vecindad de las hojuelas de grafito. Sin embargo el porcentaje de la matriz perlítica no disminuye demasiado debido a la presencia de dicha ferrita y solo con las pruebas mecánicas podría determinarse si hay un impacto verdadero en las propiedades debido a esta diferencia en el porcentaje de perlita encontrado.

En las figuras 11 a, b y c se presentan las micrografías que se tomaron a la sección inferior, intermedia y superior de una de las probetas de masa conocida que se fabricaron por el método B. En estas imágenes se puede ver la presencia de grafito tipo D y E, y la presencia de grafito tipo C, sin embargo cabe mencionar que estas probetas presentaban muchas variaciones en la microestructura además de que a nivel macroscópico podían observarse partículas de cobre sin incorporar como ya se mencionó anteriormente, esto puede verse en la figuras 12 a, b y c a distintos aumentos.

3.4 Pruebas Mecánicas

Para la caracterización mecánica, los ensayos de tracción se realizaron de acuerdo a la norma ASTM E8-03, "Método de prueba estándar para pruebas de tracción en materiales metálicos". Las pruebas fueron realizadas en una Máquina Electromecánica marca Instron, modelo 4206, con capacidad de carga de 15 Ton y a una velocidad de aplicación de carga de 5mm/min. A continuación se presentan los diagramas de carga contra desplazamiento para cada una de las muestras analizadas (ver figura 12).

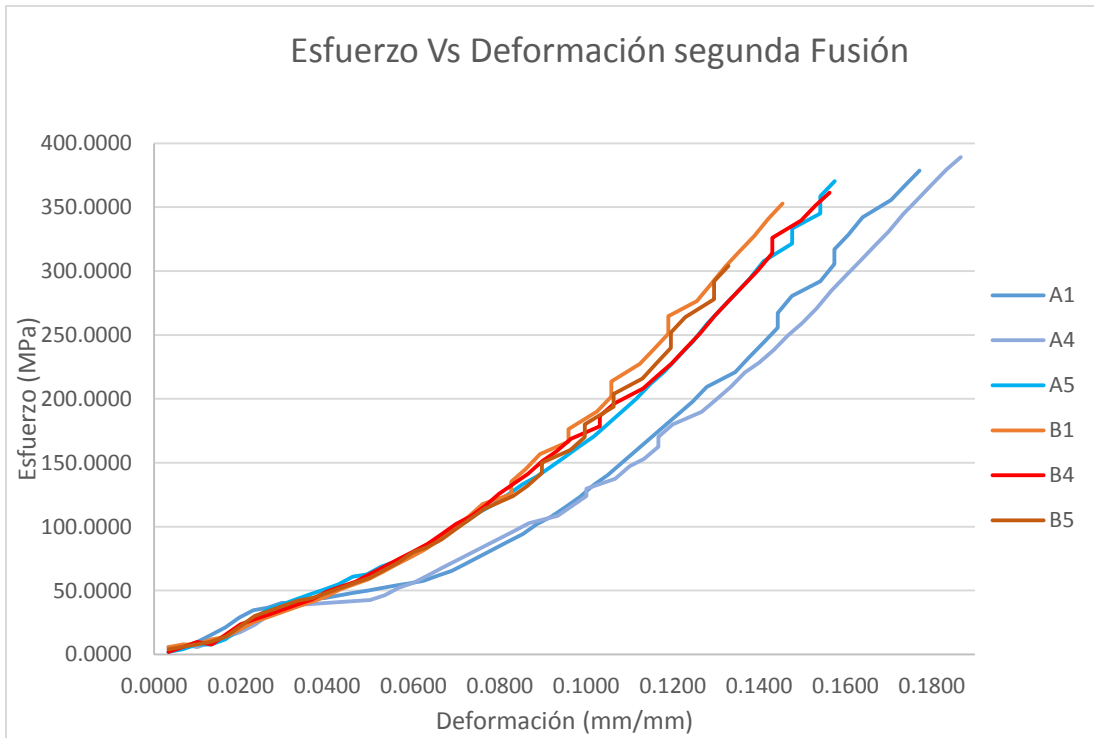


Figura.12 curvas de Esfuerzo deformación de las probetas fabricadas en la segunda fusión



Figura 13. Comparación entre las curvas esfuerzo deformación para las piezas A5 y B5 para la segunda fusión.

Tabla 3.10 Resultados obtenidos de la prueba de tensión para los probetas

fabricadas por el método A y B.						
	A1	A4	A5	Promedio	Desviación Estándar	Intervalo de confianza al 95%
Resistencia a la tracción	378.553	389.102	370.425	379.360	9.364	10.597
	B1	B4	B5	Promedio	Desviación Estándar	Intervalo de confianza al 95%
Resistencia a la tracción	303.911	361.253	352.786	339.317	30.953	35.026

Tabla 3.11 Resultados obtenidos de la prueba de tensión para los probetas fabricadas por el método A y B.	
	Resistencia a la fluencia
A5	103.88
B5	89.98

Como se puede observar el material de las probetas se comportó de manera muy frágil, como se ve en las curvas esfuerzo-deformación anteriores.

Cabe destacar que algunas de las probetas, rompieron fuera de la longitud calibrada, sobre la zona donde comienza la expansión. Es probable que esto se deba a fallas del maquinado, o a la presencia de porosidades o inclusiones de arena dentro de la probeta. Esto podría explicar también las elevadas variaciones observadas en los resultados obtenidos de resistencia a la Fluencia y resistencia a la Tracción. Sería necesario realizar más determinaciones para obtener

información válida para su interpretación, desafortunadamente no es posible volver a fabricar otras muestras del método C ya que el uso del dispositivo requiere la adaptación de toda la fosa de arena del laboratorio y algunos materiales consumibles que son proporcionados por Rassini Frenos. Además con las probetas maquinadas de la segunda fusión se presentó el problema de que la maquina no podía agarrar con las probetas y se presentó un barrido, el cual puede verse en la figura 12. Por ello solo se pudo determinar la resistencia a la fluencia de una probeta de cada método, por lo tanto no se puede concluir si existe una diferencia significativa en dicha propiedad mecánica.

Sin embargo el análisis de los intervalos de confianza asociados con las determinaciones realizadas (**379.360+/-10.597 vs. 339.317+/- 35.026**) no aportan evidencia estadísticamente válida para demostrar que los valores obtenidos en las propiedades de las probetas sea diferentes en función del método empleado, por lo cual se concluye que presentan propiedades mecánicas similares. A pesar de lo anterior y con las pocas pruebas realizadas, dichos resultados mostrados en la tabla 3.10, revelan que con el método C, se tiene un punto de ruptura mayor con respecto a la probeta realizada por el método A, lo cual podría explicarse a partir de la adición de elementos como el cobre y estaño, pues el cobre favorece ligeramente la grafitización y endurece y aumenta la resistencia de la matriz, es un elemento antiferritizante o formadores de perlita. La acción grafitizante del cobre baja hasta 0.05 cuando los contenidos en carbono son mayores de 3%. El cobre favorece ligeramente la grafitización y endurece y aumenta la resistencia de la matriz. Las propiedades mecánicas de la fundición gris con grafito laminar se ven mejoradas con el agregado de cobre, especialmente la resistencia y la dureza sin perjudicar la maquinabilidad. El cobre tiene alguna influencia grafitizante durante la solidificación, permitiendo este efecto añadir pequeños porcentajes de cromo y obtener propiedades mejores de resistencia. Por otra parte el agregado de estaño, al igual que el cobre es un antigrafitizante o formador de perlita, algunos autores refieren que basta con un 0.08% para asegurar una matriz perlítica. Más de 0.1% puede causar fragilización mediante la formación de una precipitación intergranular. Resulta ser más efectivo para promover la perlita sin embargo fragiliza la fundición. Al realizarse el ensayo de tracción de una fundición gris, se observa que el módulo de elasticidad no es constante como en los aceros, sino que disminuye a medida que aumenta la carga que actúa sobre el material. No hay, por lo tanto, como en los aceros una zona en la que haya rigurosa proporcionalidad entre las cargas y las deformaciones. El comportamiento mecánico de una fundición gris resulta parecido al de un acero con numerosas microfisuras taponada por grafito. La cohesión entre el grafito y la matriz metálica es casi nula.

Tabla 3.12. Resultados obtenidos de la prueba de dureza Brinell. *Carga de 3000 Kg y diámetro de penetrador de 10 mm. Tiempo de aplicación 10s.

Aleación 809	Diámetro de Huella 1 (mm)	Diámetro de Huella 2 (mm)	Diámetro Promedio (mm)	Número de Dureza Brinell* (kg/mm ²)	Valor Promedio de dureza	Intervalo de Confianza al 95%
P. Método C	4.0	4.0	4.0	228.76	227.8	8.2
P. Método C	3.95	3.95	3.95	234.48		
P. Método C	4.1	4.05	4.075	220.04		
Aleación 809	Diámetro de Huella 1 (mm)	Diámetro de Huella 2 (mm)	Diámetro Promedio (mm)	Número de Dureza Brinell* (kg/mm ²)	Desv. Estándar	Intervalo de Confianza al 95%
P. Método A	4.1	4.1	4.1	217.24	219.1	3.7
P. Método A	4.0	4.1	4.05	222.89		
P. Método A	4.1	4.1	4.1	217.24		

En la tabla 3.12 se puede observar los resultados obtenidos de durezas, de los métodos de interés que son los métodos A y C ya que el B quedo descartado como método efectivo para alear hierros grises por sus grandes variaciones encontradas en este trabajo. Para dicho ensayo de dureza se realizó la prueba de dureza Brinell por triplicado, y se puede observar que las durezas del método A son ligeramente menores en su valor promedio que las obtenidas con el método C, posiblemente debido a una mayor incorporación de los aleantes en este último método, como lo revela el análisis químico asociado. Sin embargo el análisis de la magnitud de los intervalos de confianza asociadas con ambos valores promedio permiten observar que los resultados son similares es decir están confundidos o

traslapados en sus intervalos de confianza por lo que son similares y no existe evidencia estadística de que sean diferentes.

Lo anterior permite concluir que el proceso de aleación rápida permite obtener piezas con composiciones químicas y propiedades mecánicas similares a las observadas en una pieza producida convencionalmente en el horno.

Conclusiones.

- Los resultados de este trabajo sugieren que existe la posibilidad de producir hierros colados aleados mediante métodos no convencionales ya que se demostró experimentalmente que la incorporación de los aleantes a través del empleo del dispositivo de aleación rápida es una opción viable para la incorporación de elementos de aleación para fundiciones grises.
- En cuanto a las composiciones finales obtenidas de manera convencional (método A) y no convencional (método C), las composiciones químicas obtenidas se encuentran dentro de un rango aproximado de valores para ambos métodos (A y C) por lo que podemos decir que son equivalentes. Las durezas medidas en muestras obtenidas empleando el método A son ligeramente menores en su valor promedio que las obtenidas con el método C.
- El método C se presenta un ligero exceso de Sn con respecto al método A, por lo que este método presenta una mejor eficiencia de incorporación que el método A.
- En las micrografías de las piezas que corresponden al método A la matriz encontrada es principalmente perlítica aunque existe una pequeña cantidad de ferrita, en las micrografías que corresponden al método C se tiene prácticamente la misma microestructura.
- Los resultados obtenidos con relación a una mayor eficiencia de incorporación del Estaño sugieren que el dispositivo de aleación rápida proporciona un método de incorporación más eficiente que el método tradicional donde el menor contenido de Estaño podría explicarse como resultado de una mayor oxidación y del menor tiempo en que el estaño está expuesto a oxidarse cuando se agrega como partícula aleante en el dispositivo del método C, el cual funde o disuelve y mezcla de manera eficiente a las partículas aleantes, lo cual constituye la explicación fenomenológica de lo observado.
- La adición directa de los polvos de aleación no es un método eficiente de incorporación de partículas aleantes a nivel industrial. Los resultados muestran que la adición directa de polvos aleantes (método B), sin el uso del dispositivo, provocan la presencia de partículas aleantes no disueltas, lo cual produce mucha variación en los contenidos de aleantes obtenidos en el sólido, como lo muestran las tablas 3.2, 3.3 y 3.4, lo cual lo descalifica como método industrial de elaboración de hierros grises aleados.
- Se encontró que las composiciones químicas de las probetas producidas con el método de adición directa presentan un contenido más bajo de Estaño y cobre con respecto a los otros dos métodos.

- Las probetas de masa conocida que se fabricaron por el método B a nivel macroscópico se observan partículas de cobre sin incorporar.
- Los resultados obtenidos del ensayo de tracción sugieren que con el método A, se tiene un punto de ruptura mayor con respecto a la probeta realizada por el método B.
- Los métodos A y B presentan propiedades mecánicas similares. Se requiere un mayor número de pruebas para encontrar diferencias significativas.
- En las durezas encontradas en los métodos A y B no existe evidencia estadística de una diferencia significativa.

BIBLIOGRAFÍA:

1. Apraiz B. J. **“Fundiciones”**, 3º edición, Editorial Dossat S.A., Madrid España, 1977. p. 1-13, 17-20, 23, 68, 71-74, 143-157.
2. Walton C.F y OparT.J., **“Iron Casting Handbook covering data on Grey, Malleable and Ductile Iron”**, Iron casting Society Inc, New York, 1981. P. 378-401.
3. American Society Metallurgical (ASM), **“Casting”**, Vol. 15, Formerly Ninth Edition, Metals Handbook, Editorial ASM Internacional.1992. p. 1420-1454.
4. Gulyavev, A. **“Physical Metallurgy”**, Mir Publishers, Volumen 1, 1980. p. 204-206.
5. Pero-Sanz J. A.Elorz, **“Materiales para ingeniería Fundiciones Férrreas”**, Editor Dossat, Madrid, 1994, p.38, 50. 63.
6. THE IRON-CARBON PHASE DIAGRAM (Disponile en. <http://ispatguru.com/the-iron-carbon-phase-diagram/> consultado el: 5 de marzo de 2017)
7. De la Cruz Quiroz M., Tesis **“Metalurgia fisicoquímica y caracterización de las fundiciones de grafito laminar”**, UDEP, Piura, Perú, 1998, p.75.
8. Bravo C.E. Tesis **“Tratamientos térmicos a fundiciones grises de la región Grau fabricadas en horno de cubilote”**, UDEP, Piura, Perú, 1998, p.25.
9. ASM Handbook, Casting, Gray Iron, 9a. Edición, volumen 15, 1987, USA, p. 639
10. Castiglioni J.L., **“Fundamentos para la selección de Fundiciones Ferrosas, materiales ferrosos y sus aplicaciones”**. Facultad de Ingeniería. U.B.A. Argentina. 1995. p. 45-66.
11. Pérez Espitia P.A., Pérez Ceballos A.M., Silva Velásquez M.S., Vásquez Aroyave F.A., Aristizábal Sierra R. E., Rojas Arango J.M., Machado González H. D.
“Efecto de la Inoculación en cuchara de hierros grises fundidos en horno de cubilote” (Disponile en <https://aprendeenlinea.udea.edu.co/revistas/index.php/materiales/article/view/8750/8049> consultado el 10 de marzo de 2017)
12. Díaz del Castillo Rodríguez F. **“Hierros Fundidos”**, Facultad de estudios superiores Cautitlán, Dpto. de Ingeniería. Laboratorio de Tecnología de Materiales. México. 2007. p. 8-14.
13. Rosario F. S., Villacorta A. H., Falconi R. V., Rengifo S. W., Martínez C. Miguel J., **“Influencia del Cobre en la Transformación Gamma-Alfa en la Fundición Gris y Nodular”**. Escuela Académica Profesional (EAP) de Ing. Metalúrgica, Perú. 2005.
14. Flores Vargas Claudia, **“Análisis de la tendencia a la formación de eutéctico metaestable durante la solidificación de hierro gris”**, Tesis para obtener el grado de Maestría en Ingeniería. Facultad de Química. UNAM. México. 2007.

15. Perea Zurita Joel Jovani, “**Estudio Hidrodinámico y de mezclado de un dispositivo para alear hierros grises asistido por modelado numérico**”, Tesis de Licenciatura. Facultad de Química. UNAM. México. 2013.
16. Arano López Gabriela, “**Fabricación de una pieza prototipo de Hierro CADI para aplicaciones marinas**”, Tesis de Licenciatura. Facultad de Química. UNAM. México. 2012.
17. C.F. Walton (ed). Iron Castings Handbook, Iron Castings Society, 1981. P.642.
18. SinterCast –Supermetal CGI (Disponile en. <http://www.sintercast.com> consultado el 5 de marzo de 2017)