

115-A  
209

# UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE INGENIERIA



"DETERMINACION DE LOS CAMBIOS  
MICROESTRUCTURALES EN FUNDICIO-  
NES DE HIERRO GRISES POR EFECTO  
DE ALEANTES".

**T E S I S**  
QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:  
**INGENIERO MECANICO**  
**P R E S E N T A :**  
**PANFILO RIVAS MONTENEGRO**



Director de Tesis: Dra. Dora Ma. Krasnopolsky de Grinberg.

MEXICO, D. F.

1990



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 está 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.

## INDICE

PAG.

|   |    |
|---|----|
| I. INTRODUCCION. ....   | 4  |
| 1.- <u>Diagrama de equilibrio del sistema hierro-carbono.</u> ....                    | 4  |
| A. <u>Cambios de fase.</u>  |    |
| B. <u>Transformaciones.</u>   |    |
| i). Transformación peritética.  |    |
| ii). Transformación eutéctica.  |    |
| iii). Transformación eutectoide.  |    |
| C. <u>Fases estables y metaestables, su estructura cristalina y propiedades.</u>      |    |
| D. <u>Transformaciones de fases producidas por la difusión del carbono en hierro.</u> |    |
| i). Su cinética.  |    |
| ii). Factores que controlan la difusión.  |    |
| iii). Su efecto sobre la morfología de la fase producto.                              |    |
| - Perlitas y bainitas.  |    |
| E. <u>Transformaciones de fases sin difusión o a térmicas.</u>                        |    |
| i). Martensitas.  |    |
| 2.- <u>Fundiciones de hierro.</u> ....  | 12 |
| A. <u>Discusión de las estructuras de solidificación.</u>                             |    |
| i). Hipoeutécticas.   |    |
| ii). Eutécticas.  |    |
| iii). Hiperutécticas.   |    |
| B. <u>Efecto de aleantes.</u>   |    |
| i). Carbono libre.  |    |

- ii). Carbono combinado.
  - iii). Carbono total.
    - Carbono equivalente.
  - C. Tipos de fundiciones blancas y grises.
    - i). Fundición de hierro gris.
    - ii). Fundición de hierro blanco.
  - D. Diagramas isotérmicos y de enfriamiento continuo para aceros. Su elaboración y uso en los tratamientos térmicos industriales.
  - E. Factores que influyen en la estructura de los hierros fundidos.
  - F. Fundiciones hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas.
  - G. Fundiciones maleables y nodulares.
3. - Tratamientos térmicos de fundiciones de hierro grises. .44
- A. Factores que influyen en los tratamientos térmicos.
  - B. Recocido del hierro gris.
    - i). Recocido completo.
    - ii). Recocido de ferritización.
    - iii). Recocido de grafitización.
  - C. Normalización de las fundiciones grises.
  - D. Condiciones del proceso de temple y revenido.
  - E. Bainitizado y temple en caliente.
  - F. Temple a la flana.
    - i). Factores que influyen en el proceso.
  - G. Relevamiento de tensiones de piezas coladas.
4. - Fundiciones grises diseñadas especialmente para resistir desgaste, altas temperaturas y efectos corrosivos. ....48

|   |    |
|---|----|
| 5.- <u>Aplicación de la maquinabilidad en los hierros fundidos grises.</u> .....              | 50 |
| 6.- <u>Aplicación de la soldabilidad en los hierros fundidos grises.</u> .....                | 54 |
| II. PARTE EXPERIMENTAL. ....  | 58 |
| 1.- <u>Estudiar el muestrario M de la empresa Metallurgical Service, de Inglaterra.</u> ..... | 58 |
| 2.- <u>Técnica metalografica empleada.</u> .....  | 58 |
| 3.- <u>Técnica fotografica empleada.</u> .....  | 60 |
| 4.- <u>Reconocimiento de estructuras.</u> .....   | 60 |
| - <u>Microfotografias correspondientes a las muestras.</u> .....                              | 64 |
| 5.- <u>Discusión de la estructura en función de la composición.</u> ....                      | 74 |
| III. CONCLUSIONES. ....   | 78 |
| IV. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS. ....  | 79 |

## INTRODUCCION.

### 1. - Diagrama de equilibrio del sistema hierro-carburo de hierro.

#### A. Cambios de fase

El hierro es un metal alotrópico, lo cual significa que puede existir en más de un tipo de estructura cristalina, dependiendo de la temperatura.

La figura 1 muestra una curva de enfriamiento para el hierro puro.

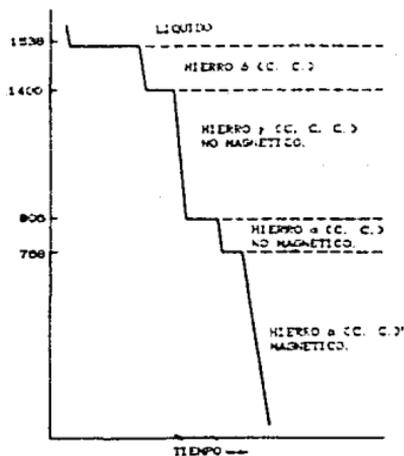


FIG. 1. CURVA DE ENFRIAMIENTO PARA EL HIERRO PURO. (3).

Cuando el hierro se solidifica a 1540°C (2800°F) tiene una estructura llamada fase δ, que es c.c.; en un enfriamiento posterior, a 1400°C (2550°F), ocurre un cambio de fase y los átomos se acomodan por sí mismos en la fase llamada γ que es c.c.c. y no magnética.

Cuando se alcanza 900°C (1670°F), ocurre otro cambio de fase, de hierro  $\gamma$ , c.c.c., no magnético, a hierro  $\alpha$ , c.c., no magnético. Finalmente a 770°C (1410°F)  $\alpha$  se hace magnético, sin cambio en la estructura reticular.

Todos los cambios alotrópicos se realizan por reacciones exotérmicas cuando el hierro se enfría y cuando se calienta realizan reacciones endotérmicas.

## B. - Transformaciones.

Los aleantes juegan un papel muy importante en la forma del diagrama mismo, por lo que sería más realista considerar a las fundiciones como aleaciones Fe-C-Si. (2, 3, 6, 7, 11).

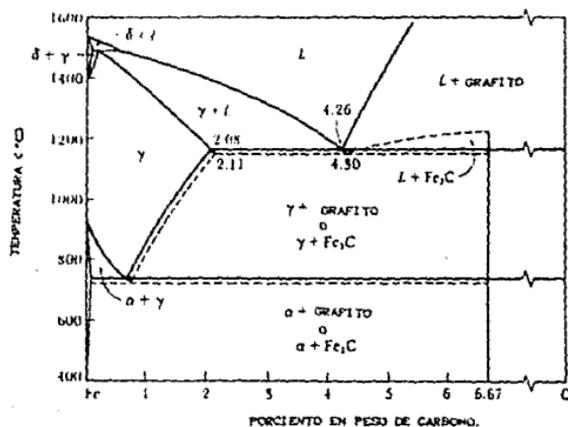


FIG. 2. DIAGRAMA DE FASE HIERRO - CARBONO QUE MUESTRA LA RELACION ENTRE EL EQUILIBRIO ESTABLE HIERRO - GRAFITO (LINEAS CONTINUAS) Y EL METAESTABLE HIERRO - CEMENTITA (LINEAS PUNTEADAS). (2).

En la figura 2 podemos observar el diagrama de equilibrio

Fe-C estable (líneas continuas) y metaestable (punteado).

Las fundiciones pueden descomponerse en las fases más estables Fe y C, por lo que, el diagrama de equilibrio que las describe se llama diagrama de equilibrio estable.

Cuando en la fundición el Fe y el C se encuentran de manera totalmente combinada<sup>[1]</sup> se puede considerar a las fases Fe<sub>3</sub>C estables bajo ciertas circunstancias, a esta estabilidad "condicional" es lo que se ha llamado equilibrio metaestable. (3, 5).

Dependiendo de la velocidad de enfriamiento de la aleación, se emplearán distintos diagramas; si la velocidad es muy lenta se utilizará el de equilibrio estable y en caso de velocidades altas se usará el metaestable.

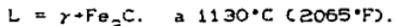
Por lo tanto, según las condiciones, emplearé uno u otro para discutir los resultados.

Si observamos el diagrama de equilibrio metaestable, podemos reconocer las siguientes transformaciones de fases, así como las temperaturas a las que suceden. (2, 3, 7, 11).

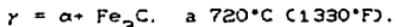
i). - 1<sup>er</sup> Cambio. Reacción peritética isotérmica para formar austenita.



ii). - 2<sup>o</sup> Cambio. Reacción eutéctica isotérmica para formar ledeburita.



iii). - 3<sup>er</sup> Cambio. Reacción eutectoide isotérmica para formar perlita.



C.- Fases estables y metaestables, su estructura cristalina y propiedades.

[1]. Ver punto 2, inciso B.

### Cementita o carburo de hierro ( $Fe_3C$ ).

La cementita contiene 6.67% en peso de carbono y es un compuesto intersticial típicamente duro y frágil, de baja resistencia a la tensión 34 MPa, pero de alta resistencia compresiva. Esta es la fase más dura que aparece en el diagrama y su estructura cristalina es ortorrómbica.

La temperatura es el factor que mayor influencia ejerce sobre esta fase metaestable. (3, 6, 7, 11).

### Austenita.

La austenita es una solución sólida intersticial de carbono disuelto en hierro  $\gamma$  (c.c.c.), la máxima solubilidad es de 2% C a 1130°C (2060°F) tiene una resistencia a la tensión de 1030 MPa, una elongación de 10 % en 2 pulgadas, dureza de 40 Rc, tenacidad alta y no es estable a temperatura ambiente [1].  
(3).

### Ferrita

La ferrita es una solución sólida intersticial con una pequeña cantidad de carbono disuelto en hierro  $\alpha$  (c.c.). Su máxima solubilidad es de 0.025% C a 720°C (1330°F) y 0.008% C a temperatura ambiente. Esta es la estructura más suave que aparece en el diagrama. Su resistencia a la tensión es de 276 MPa, la elongación 40% en 2 pulgadas, y su dureza de 90 Rb en el estado recocido. En las fundiciones con alto contenido de silicio, dado que este elemento se encuentra formando una solución sólida con el Fe, la ferrita tendrá, propiedades distintas de la ferrita pura. Por regla general, en los metales puros la presencia de un elemento en solución sólida aumenta la tenacidad y la dureza, a la vez que se modifican otras propiedades. Esto hace que en un acero la ferrita sea diferente a la ferrita en las fundiciones. (3, 8, 7, 11).

[1]. Cabe aclarar que los datos mencionados anteriormente y que caracterizan a la austenita se obtuvieron de un acero inoxidable austenítico de 18 % Cr y 8 % Ni. (3).

## Perlita.

La perlita es la mezcla eutectoide que contiene alrededor de 0.8% C y se forma a 720°C (1330°F) bajo un enfriamiento muy lento. Resulta así una mezcla muy fina, parecida a huellas dactilares, de láminas de ferrita y cementita. Tiene una resistencia tensil de 830 MPa, alcanza una elongación de 20% en 2 pulgadas y una dureza de alrededor de 20 Rc. Una matriz perlítica, por sí sola, no es garantía de propiedades físicas máximas, pues en algunos casos, la cantidad y la forma del grafito son factores predominantes.

Este componente estructural es el que se encuentra en mayor proporción y puede alcanzar hasta el 90% en volumen.

En la forma más corriente de presentación de la perlita, los componentes ferrita y cementita se encuentran como láminas juntas alternadas, dispuestas paralelamente y orientadas de modo análogo en la misma colonia.

En general, una fundición será tanto más resistente al desgaste cuanto más próximas se encuentren las láminas, es decir, cuanto más fina sea la estructura. Esta condición de proximidad y refinación se consigue a medida que la temperatura de transformación desciende hasta unos 600°C (1110°F).

Parece condición esencial para que una fundición sea completamente perlítica, que el contenido de carbono combinado sea 0.85%, apareciendo el resto de carbono en forma de grafito. (3, 6, 7, 11).

## Ledeburita.

La ledeburita es una mezcla eutéctica de austenita y cementita, la cual se forma a 1130°C (2060°F), a una composición de 4.3% C. (3, 6, 11).

## D. - Transformaciones de fases producidas por difusión del carbono en hierro.

### 10. - Su cinética.

Se llama difusión al movimiento de los átomos en el estado sólido y dicho movimiento se lleva a cabo por tres mecanismos que son: vacancias, intersticialidades e intercambio de átomos.

Un ejemplo de la cinética en las transformaciones de fases producidas por difusión del carbono en hierro se puede ver en un engrane carburizado. En este hay un cambio gradual de alta concentración de carbono en la superficie del acero de bajo carbono. Los átomos de carbono se disuelven y se acumulan en las capas superficiales y una porción se difunde a las capas interiores.

Los procesos de difusión son también importantes en muchos casos en los cuales estamos cambiando la estructura interna de una parte y no simplemente las capas superficiales. El efecto más importante del tratamiento térmico del acero es el cambio de una estructura de una fase a una de dos fases. La precipitación de la segunda fase,  $Fe_3C$ , depende de los movimientos de los átomos por difusión. Esto produce alta dureza y buena resistencia al desgaste de la superficie. (6).

El mecanismo más importante de difusión en los metales, y por consecuencia en las fundiciones grises, es el de vacancias. (7).

### 11. - Factores que controlan la difusión.

La difusión depende del tiempo y de la temperatura. Así, tenemos que en la difusión intersticial están involucrados átomos pequeños tales como los del hidrógeno, carbono y nitrógeno y éstos van saltando de una posición intersticial a otra vecina. Este tipo de difusión es el más rápido ya que la mayor parte de las posiciones intersticiales o sitios están vacíos. La difusión de átomos sustitucionales es más lenta ya

que los átomos tienen que esperar a que exista una vacante cercana para poder saltar. Aún en el cristal más simple, más cuidadosamente preparado hay un número de vacancias en equilibrio y este aumenta con la temperatura. Además, las fronteras de los grancs y las dislocaciones proveen caminos de difusión.

Si colocamos un engrane de acero en la atmósfera rica en carbono de un horno, la superficie alcanzará un nivel alto de carbono rápidamente, el que migra hacia adentro, en función del tiempo.

Si deseamos un contenido de carbono  $C_x$  a una profundidad  $X$  para dar una resistencia adecuada al desgaste necesitamos esperar un tiempo adecuado a la temperatura del horno que se está usando, según la siguiente solución de la segunda ley de Fick.

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_0} = \text{fer} \left( \frac{X}{2 \sqrt{Dt}} \right) \quad \text{En donde:}$$

$C_s$  = concentración superficial de carbono producida en forma inmediata por la atmósfera (una constante).

$C_0$  = concentración uniforme inicial de carbono a través del acero.

$C_x$  = concentración de carbono a una distancia  $X$  de la superficie a un tiempo  $t$ .

$X$  = distancia de la superficie.

$D$  = difusividad.

$t$  = tiempo.

La cantidad  $\text{fer}$  se llama "función de error" y puede encontrarse en tablas o en gráficas. Esto es, se substituyen valores numéricos para  $X$  y  $Dt$  y luego se encuentra la función de error del resultado. (7).

iii). - Su efecto sobre la morfología de la fase producto.

El efecto de la difusión del carbono sobre la morfología de

la fase producto se lleva a cabo bajo rapidezces de enfriamiento lentos y moderados, en donde los átomos de carbono pueden difundirse hacia afuera de la estructura de austenita.

De este modo, los átomos de hierro se mueven ligeramente para llegar a ser c.c. Esta transformación de  $\gamma + \alpha$  tiene lugar mediante un proceso de nucleación y crecimiento, y ambas dependen del tiempo.

Por debajo de  $540^{\circ}\text{C}$  ( $1000^{\circ}\text{F}$ ) la estructura transformada cambia su apariencia desde las placas alternantes de la perlita hasta una estructura en forma de plumas o acicular llamada "bainita". Su dureza es solo un poco mayor que la de la perlita laminar muy fina.

La razón por la cual la dureza aumenta es porque el carburo se vuelve cada vez más fino y en consecuencia, la distancia a la cual puede ocurrir el deslizamiento en la ferrita se hace más pequeña. Los tiempos de comienzo y final de la transformación son mayores debido a que la tasa de difusión es menor. La zona de temperaturas inferiores desde  $250^{\circ}\text{C}$  ( $480^{\circ}\text{F}$ ) para abajo se caracterizan por la disminución rapidísima del fenómeno de difusión. (3, 7).

Difusión en las perlitas y bainitas.

Teniendo en cuenta que para la formación de la bainita es necesario enfriar la solución con mayor rapidez que para la formación de la perlita y el fenómeno de difusión es mayor a velocidades mayores, tenemos entonces que por debajo de  $540^{\circ}\text{C}$  ( $1000^{\circ}\text{F}$ ) la estructura transformada cambia de la perlita a la bainita. (3, 7).

#### E. - Transformaciones de fases sin difusión o a térmicas.

##### 1). - Martensitas.

Si existe un aumento adicional en la rapidez de enfriamiento no hay tiempo suficiente para que el carbono difunda en la

Sea por ejemplo una fundición con 3% de carbono, como se muestra en la figura 3. (3).

En un principio la aleación se encuentra como solución líquida de carbono uniformemente disuelto en hierro líquido.

El inicio de la solidificación empieza con la formación de dendritas de austenita. El porcentaje de carbono de estas primeras dendritas corresponde a 1.3% aproximadamente.

Continuando con el enfriamiento sobre las curvas "Liquidus" y "Solidus" hasta llegar a la horizontal de 1130°C (2070°F) en este momento la parte sólida está constituida exclusivamente por dendritas que contendrán 2% C y la parte líquida contendrá 4.3% C la que a esa temperatura se solidificará en forma eutéctica formando ledeburita. Esta formada de glóbulos de austenita con 2% C sobre una matriz de cementita de 5.67% C.

Por debajo de 1130°C (2070°F) la fundición presenta un aspecto de dendritas de austenita envueltas por eutéctico.

Continuando el enfriamiento empezará a disminuir el porcentaje de carbono en la austenita tanto en las dendritas como en los glóbulos de eutéctico, dando lugar a que la cementita se anexe a la ledeburita a 1000°C (1830°F) y va disminuyendo a lo largo de la curva  $A_{cm}$ . Este proceso continúa hasta una temperatura de 720°C (1330°F) en donde el porcentaje de carbono de la austenita será de 0.8% de carbono.

Al bajar de 720°C (1330°F), la aleación se transforma en perlita hasta la temperatura ambiente en donde la estructura será zonas de perlita envueltas de ledeburita (constituida ahora por glóbulos de perlita sobre una matriz de cementita).

Durante el subsecuente enfriamiento la estructura permanecerá invariable.

En algunos puntos se encuentran a veces pequeñas áreas de cementita aislada debido a la solidificación de la austenita no formada por eutéctico sobre dendritas primarias de austenita. Esa cementita constituye un eutéctico separado, esto es, una ledeburita sin los glóbulos de austenita. (3, 6).

11).- Fundiciones eutécticas.

El producto de la solidificación de 4.3% $C$  comienza con la aleación en forma líquida.

La matriz es cementita y los globulos son austenita. Los globulos pierden carbono desde 2.0% hasta 0.8%, y esta precipita como cementita en la interfase cementita-austenita.

Por debajo de 720°C (1330°F) los globulos de austenita se convierten en perlitas que son fases estables a bajas temperaturas, presentando una microestructura de ledeburita transformada durante el enfriamiento (6)

#### 111).- Fundiciones hipereutécticas.

Al atravesar la línea de "liquidus" se comienza a precipitar en el fundido la fase de cementita en forma de agujas. Durante todo el enfriamiento hasta llegar a 1130°C (2070°F), las agujas de cementita crecen, debido a que el líquido se empobrece en carbono desde 4.5% hasta 4.3%. Estos cristales, a diferencia de la austenita proeutéctica, no presentan segregación ya que es un compuesto intermetálico.

A una temperatura de 1130°C (2070°F) se produce ledeburita. Las agujas son cementita y los globulos son austenita.

A 720°C (1330°F) la austenita que ha alcanzado la composición eutéctica de se transforma en perlita. (6).

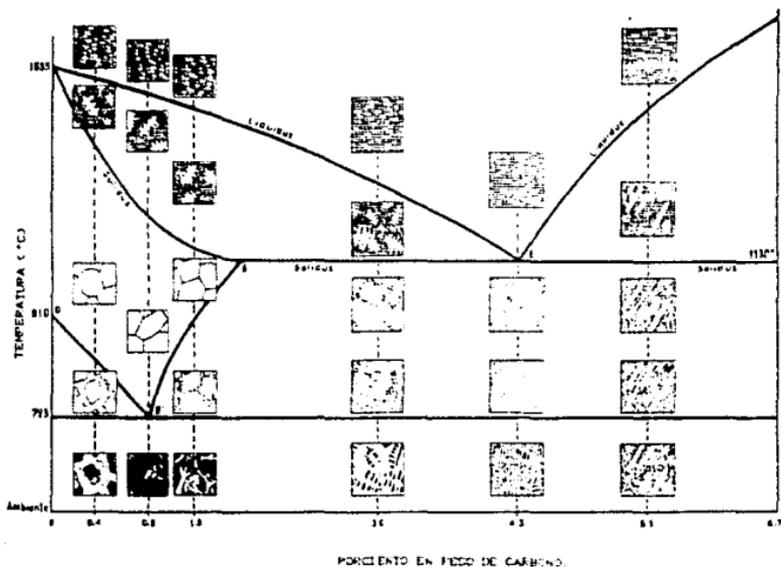


FIG. 3 REPRESENTACION ESQUEMATICA DE LA SOLIDIFICACION A VELOCIDADES LENTAS DE ENFRIAMIENTO DE LOS HIERROS FUNDIDOS (CB).

#### B. - Efecto de aleantes.

Los aleantes en las fundiciones de hierro grises confieren características estructurales específicas, dependiendo del efecto de cada elemento de aleación. Los elementos más comunes y sus efectos característicos sobre los hierros grises son:

##### Silicio.

Incrementa la fluidez. La composición eutectica se mueve a la izquierda en 0.3%C. por cada 1% de Si, tendiendo y favoreciendo la solidificación de acuerdo con el sistema hierro-grafito precipitándose primero el grafito en forma de hojuelas.

Así un 2% de Si lleva el punto eutéctico de 4.25%C a 3.65%C. El punto eutectoide de 0.8%C a 0.6%C y el límite de solubilidad de carbono en fase austenita pasa de 2.0% a 1.5%C. Cuando se tienen cantidades de 1.5% de Si combinado con 2.75% de C se logra alcanzar la máxima resistencia tensil.

El Si y el C, por ser elementos grafitizadores, se les considera como los elementos principales para determinar el tipo de estructura. El silicio no es reconocible en la estructura metalográfica debido a que forma soluciones sólidas con el hierro.

#### Azufre.

Se encuentra siempre en el arrabio y en los hierros grises entre 0.06% y 0.12%, siendo la especificación para uso normal de 0.04%.

Entorpece la solidificación y la precipitación de grafito. Favorece la formación de carbono combinado y por esta razón se dice que es un elemento estabilizador de carburos.

Reacciona con el hierro para formar FeS haciendo a la fundición gris dura y quebradiza.

Es un compuesto de baja fusión y en grandes cantidades tiende a reducir la fluidez, favoreciendo la formación de rechupes, cavidades y el atrapamiento de aire.

Ocasiona fragilidad y segregaciones en el metal, reduciendo sus propiedades mecánicas.

Además, las inclusiones sulfurosas mejoran la maquinabilidad.

La industria metalúrgica ferrosa nacional se ve obligada a desulfurar su acero, hierros fundidos y arrabio debido a que los carbones coquizables de baja calidad contienen gran cantidad de azufre. La chatarra de baja calidad como rebaba de maquinado, monobloques de carro con grasa y aceite, y el uso de combustibles pesados para precalentar o fundir el metal agregan cantidades considerables de este elemento. Por todo esto, tradicionalmente México ha importado chatarra debido a la falta de producción de arrabio con bajos contenidos de

azufre. En nuestro país el sistema más adecuado para desulfurar es el de inyección por lanza, por ser de una disponibilidad inmediata pues la lanza puede ser un tubo de acero al carbono, siendo muy económico y seguro. Podemos encontrar otros equipos para desulfurar como el sistema de cuchara separadora, agitador, tapon poroso y campana de grafito. El reactivo más apropiado para la desulfuración de las fundiciones de hierro es el calcio silicio o el carburo de calcio.

#### Manganeso.

El exceso de manganeso se combina con C para formar  $Mn_3C$ , una parte del cual se asocia a la cementita (Explicación de la condición de estabilización en la grafitización eutécticoide) y otra se mantiene disuelta en la ferrita. También actúa como desoxidante al igual que en los aceros.

En presencia del azufre se forma  $MnS$  el cual tiene un punto de fusión muy alto  $1620^{\circ}C$  ( $2950^{\circ}F$ ), es insoluble en el hierro y se presenta en forma de inclusiones de color gris más o menos claro y tiende a irse en la escoria o permanecer como inclusiones bien distribuidas por toda la estructura. Recomiéndase una relación Mn:S de 6:1.

#### Fósforo.

Se encuentra entre 0.1% y 0.9% siendo originario del mineral de hierro.

La mayor parte del fósforo forma  $Fe_3P$ , el cual forma un eutéctico ternario con la cementita y austenita. El eutéctico primario se conoce con el nombre de "esteadita", la cual consiste en  $Fe_3P$  disuelto en hierro y en fosforo de hierro en un eutéctico binario celular conteniendo 10.2% de fósforo y 89.9% de hierro, su punto de fusión es de  $540^{\circ}C$  ( $1000^{\circ}F$ ) aproximadamente. (3, 6, 7).

El fósforo reduce la tenacidad, haciendo frágil al hierro fundido, e incrementa la fluidez debido a su bajo punto de

fusión por lo que se recomienda usar altos contenidos para piezas de secciones muy delgadas. También amplía el intervalo de congelamiento eutéctico, como se muestra en la figura 4.

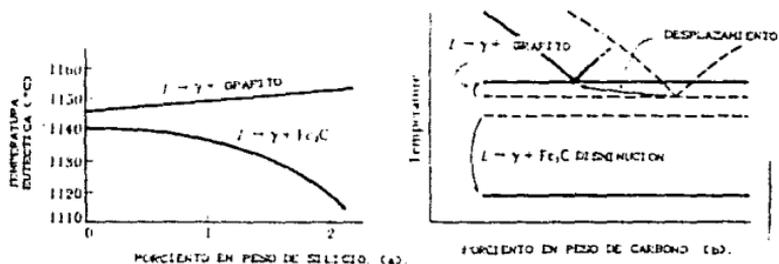


FIG. 4. EFECTO DEL SILICIO SOBRE LA TEMPERATURA EUTECTICA (a) Y EL DIAGRAMA DE FASE (b). (2).

#### Carbono.

El carbono se presenta en los hierros fundidos en las 3 formas siguientes:

- i). - Carbono libre.
  - ii). - Carbono combinado.
  - iii). - Carbono total.
- i). - Carbono libre.

Se dice que el carbono es libre cuando se presenta en forma de grafito el cual no pasa del 3% en peso y entre 10% a 12% en volumen. El mecanismo de formación del grafito se lleva a cabo cuando una parte del grafito originalmente presente en el lingote de fundición permanece sin disolver, suspendido en el hierro fundido a la temperatura que ordinariamente se alcanza en el cubilote. En la solidificación de las piezas de

fundición gris esas partículas actúan como núcleos y por cristalización se forman las láminas grandes de grafito. (B).

ii). - Carbono combinado.

En la mayoría de las fundiciones grises se puede admitir que su solidificación sigue un desarrollo intermedio entre el sistema metaestable y el estable, comparandose en general a temperaturas inferiores a la del eutéctico del sistema estable hierro-grafito y a temperaturas superiores al eutéctico del sistema hierro-cementita.

Cuando la velocidad de enfriamiento es grande y están presentes elementos estabilizadores, de tal forma que no se da la oportunidad de cristalizar a los núcleos de grafito suspendidos en el hierro, estos núcleos pasan a formar parte como  $Fe_3C$ , llamandosele carbono combinado. (B).

iii). - Carbono total.

Se llama así a la suma del carbono libre y el carbono combinado. (B).

$$C_t = C_l + C_c.$$

Debido a su facilidad de combinación con el oxígeno el silicio manifiesta gran poder desoxidante que favorece la estabilidad de la cementita resultando grafito fino, en cambio, en una condición reductora producida por el silicio o por el hidrógeno se forma una estructura de grafito grueso. Por lo que reduce la cantidad de carbono en el eutéctico tomando una porción de silicio como carbono, de ahí que se defina el carbono equivalente (C.E.) como.

$$CE = \%C + 0.3 (\%Si + \%P)$$

### C. - Tipos de fundiciones blancas y grises.

Los conceptos tratados en el inciso anterior dan la pauta para la primera clasificación de los hierros fundidos como blancos y grises. (3).

Así tenemos 2 tipos principales de hierros fundidos.

- 1).- Fundición de hierro gris.
- 11).- Fundición de hierro blanco.

Hay un tipo de fundición gris la cual se llama hierro fundido mezclado y tiene un aspecto en su fractura de fondo claro que corresponde a la parte blanca, y numerosas áreas oscuras distribuidas en toda la sección que constituyen la parte gris. Este tipo de fundición lo podemos encontrar en la transición de blanco a gris de una fundición por coquilla. Es empleado principalmente en las zapatas para los frenos de carros de ferrocarril. (8).

- 1).- Fundición de hierro gris.

Este grupo constituye una de las aleaciones de hierro más ampliamente utilizadas. Se le puede identificar fácilmente porque al fracturarse adquiere un color grisáceo.

En la manufactura de los hierros grises la tendencia de la cementita a separarse en grafito, austenita o ferrita es favorecida controlando la composición de aleación y la rapidez de enfriamiento existiendo un aumento de volumen el cual puede alcanzar hasta un 50%.

Está confirmado que la transformación de la austenita en martensita, perlita, etc, no implica variación del tamaño de grano. La fundición gris por tener un punto de fusión muy bajo no requiere que el molde sea muy refractario por lo que puede utilizarse arena para la construcción de éste.

La fundición gris tiene la particularidad, todavía en mayor grado que el acero, de estar en equilibrio metaestable tanto a la temperatura ordinaria como por encima de la región del

"solidus" del diagrama de equilibrio hierro-carbono.

La mayoría de los hierros fundidos grises son aleaciones hipoeutécticas entre 2.5% y 3.8% de carbono. Solidificando para formar austenita primaria el proceso de grafitización es ayudado por el alto contenido de carbono, la alta temperatura y la adecuada cantidad de elementos de grafitización, sobre todo el silicio. Si se hace un adecuado control de factores es posible utilizar el diagrama estable hierro-grafito.

Sin embargo, en la mayoría de las fundiciones grises se puede admitir que su solidificación sigue un desarrollo intermedio entre el sistema metaestable y el estable, comportándose, en general, a temperaturas inferiores a la del eutéctico del sistema estable hierro-grafito, y a temperaturas superiores a ese punto con arreglo al de hierro-cementita. (2, 3, 6, 7, 11, 19).

Esto lo podemos apreciar en la figura 5.

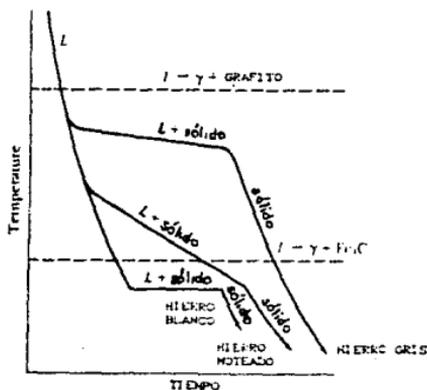


FIG. 5. CURVAS DE ENFRIAMIENTO SOBREPUESTAS EN LA TEMPERATURA EUTECTICA DE LOS HIERROS FUNDIDOS GRIS. (2).

La resistencia de los hierros fundidos grises depende casi por completo de la matriz en que se encuentre el grafito.

Si la composición y la rapidez de enfriamiento son tales que la cementita eutectoide también grafitiza, entonces la matriz será completamente ferrítica. Por otro lado, si se evita la grafitización, de la cementita eutectoide, la matriz será completamente perlítica. (Ver fig. 11).

Se ha entendido que el grafito originalmente presente en el lingote de fundición y que permanece sin disolver en el hierro fundido líquido, durante la solidificación actúa como núcleo y por cristalización se forman las láminas de grafito. Las inclusiones no metálicas más eficaces para lograr la grafitización son las de los silicatos por ser más resistentes y más susceptibles de dividirse de manera submicroscópica.

Estudios recientes, realizados sobre las fundiciones grises, han arrojado las siguientes conclusiones.

1.- Los núcleos heterogéneos del magnesio, utilizado comercialmente como inoculante tiene un diámetro entre 2 a 5  $\mu\text{m}$ .

2.- Se encuentran presentes núcleos de  $\text{CeO}_2$  y  $\text{F}_2\text{O}_3$  primario con algo de  $\text{MgO}$ . También están presentes algunas partículas de silicatos.

3.- Hay una alta concentración (aproximadamente 0.25% de oxígeno en solución con las hojuelas de grafito y baja concentración en los sulfuros; por esta razón se concluye que el oxígeno y el sulfuro son modificadores del crecimiento de las hojuelas de grafito y por su fuerte tendencia a la formación de óxidos, el Mg y el Ce siguen siendo los principales formadores de los nódulos de grafito.

4.- El grafito se forma gracias a las condiciones de enfriamiento lento.

5.- Las hojuelas de grafito de fundiciones comerciales crecen debido a la nucleación de los sulfuros, los que tienen

una composición de Mg, Ce, Ca, Mn, y Fe. Estos sulfuros tienen un diámetro de 1 a 3  $\mu\text{m}$ . (8).

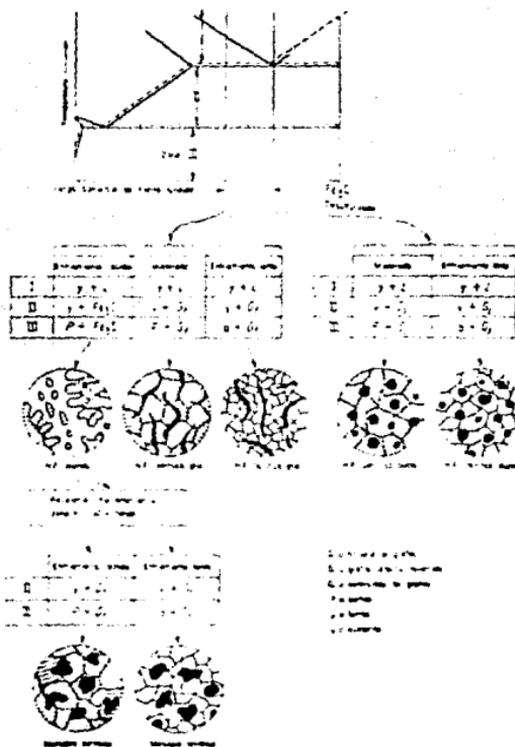


FIG. 8. RESUMEN DE LAS MICROESTRUCTURAS Y FASES DE HIERRO FUNDIDO QUE COEXISTEN A VARIAS TEMPERATURAS. (8).

La resistencia y la dureza aumentan al incrementarse la cantidad de carbono combinado, alcanzando un máximo con el hierro perlítico gris. Las fundiciones grises más empleadas

están en el siguiente intervalo de composición.

Fundición gris corriente.

| %C      | %Si <sub>max</sub> | %Mn     | %S <sub>max</sub> | %P <sub>max</sub> |
|---------|--------------------|---------|-------------------|-------------------|
| 2.5-4.0 | 1.0-3.8            | 0.4-1.0 | 0.05-0.025        | 0.05-1.0          |

Fundición gris de alta resistencia.

| %C      | %Si     | %Mn     | %S <sub>max</sub> | %P <sub>max</sub> |
|---------|---------|---------|-------------------|-------------------|
| 2.8-3.3 | 1.4-2.0 | 0.5-0.8 | 0.05-0.12         | 0.05-0.15         |

La temperatura de colada, la velocidad de enfriamiento y la composición química influyen directamente en las propiedades mecánicas y estas propiedades están relacionadas con la cantidad, la forma y la distribución del carbono siendo óptimas cuando se tiene grafito eutéctico.

Existe una clasificación adoptada por la American Society for Testing Materials (ASTM) y por la American Foundrymen Society (AFS) que presentan 5 maneras diferentes de las formas de las hojuelas de grafito en las fundiciones grises las cuales son identificadas con las letras A, B, C, D, y E como se muestra en la figura 9.

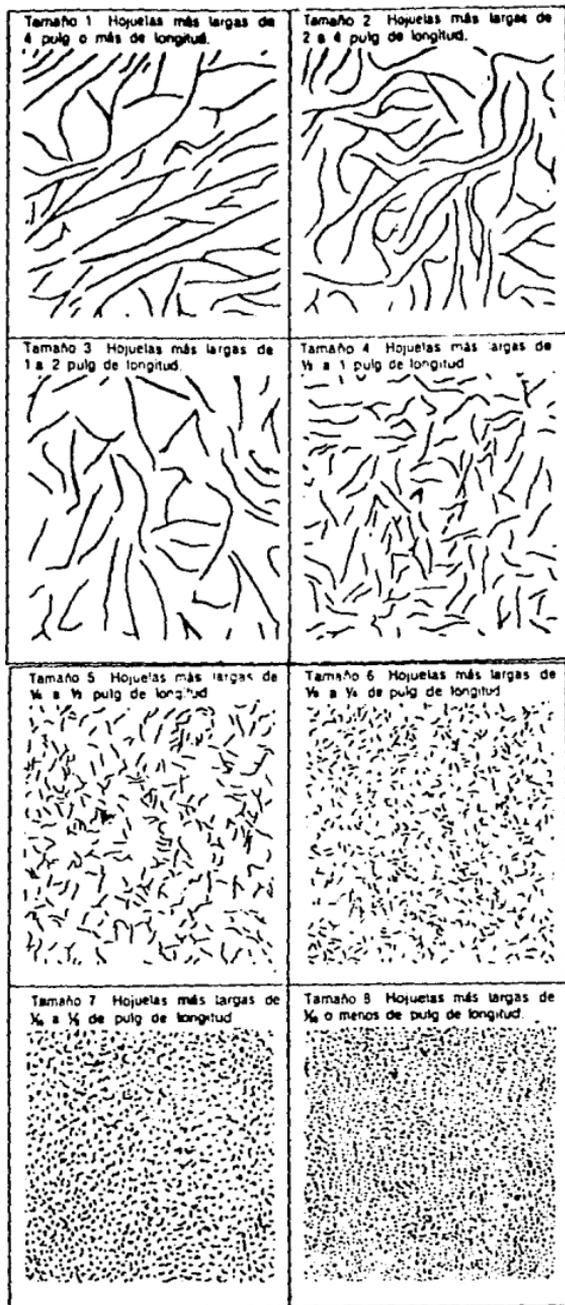


FIG. 7. LONGITUDES DE LAS HOJUELAS DE GRAFITO MEDIANTE CAMPOS TÍPICOS LO MAS CERCANA - MENTE POSIBLE A LOS DIVERSOS TAMAÑOS. (7). (REDUCCION 80 X EN FOTOCOPIA).

Estas instituciones también tienen un método para determinar los tamaños identificándolos con los números del 1 al 8 como se muestra para aumentos de 25X y 100X. (B).

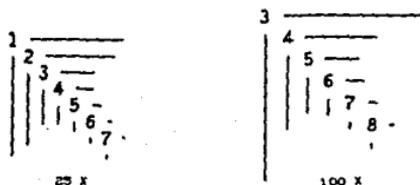


FIG. B. PATRONES PARA LA CLASIFICACION DEL TAMAÑO DE LAS HOJUELAS DE GRAFITO. (B).

El grafito se desarrollará en hojuelas de tipo A si su velocidad de crecimiento es mayor que la velocidad de solidificación característica de una fundición gris eutéctica.

El tipo B también corresponde a la composición eutéctica pero en condiciones de solidificación muy particulares, para las que se forma un núcleo de solidificación a partir del cual se desarrollan láminas con distribución radial respecto al núcleo el cual se desarrolla en la superficie de separación de unos granos con otros. Esta estructura aparece generalmente sobre la superficie de algunas piezas teniendo su interior una estructura laminar.

La estructura del tipo C se presenta en fundiciones grises hipereutécticas. Mientras que la D será del tipo de partículas vermiformes, cuando la rapidez con que se forman nuevos núcleos de grafitización es tal que se satura la parte de los núcleos grafitizables, antes de que cada núcleo pueda tener su desarrollo normal.

Las estructuras del tipo D y E son características de fundiciones hipoeutécticas y es posible apreciar las dendritas primarias de fase austenita proeutéctica. (Ver fig. 9).

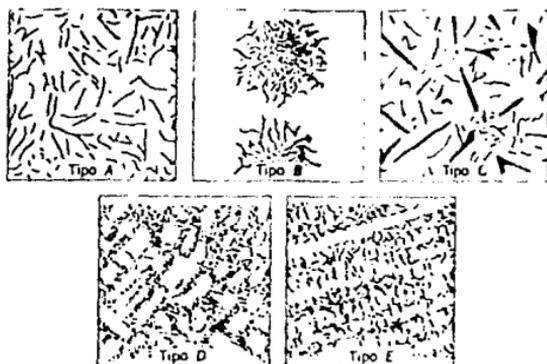


FIG. 9. TIPOS DE HOJUELAS DE GRAFITO TIPO A. DISTRIBUCION UNIFORME ORIENTACION AL AZAR; TIPO B. AGROPAMIENTOS EN ROSETA. ORIENTACION AL AZAR; TIPO C. TAMAÑOS SOBRE PUESTOS DE HOJUELA. ORIENTACION AL AZAR; TIPO D; SEGREGACION INTERDENDRITICA. ORIENTACION AL AZAR. TIPO E: SEGREGACION INTERDENDRITICA. ORIENTACION PREFERIDA. (3).

Otro aspecto microestructural importante en las fundiciones grises es el tamaño de la celda eutéctica que sería el equivalente al tamaño del grano de otro metal o aleación monofásica.

Las fundiciones grises se pueden clasificar con respecto a la forma del grafito, con respecto a la matriz pero desde el punto de vista industrial la clasificación de mayor importancia es con respecto a la resistencia a la tensión y la dureza. (1, 3).

Clasificación de las fundiciones de hierro gris respecto a la resistencia a la tensión.

| Clase | Resistencia mínima a la tensión. |       |
|-------|----------------------------------|-------|
|       | (psi)                            | (MPa) |
| 20    | 20 000                           | 1379  |
| 25    | 25 000                           | 1724  |
| 30    | 30 000                           | 2069  |
| 35    | 35 000                           | 2414  |
| 40    | 40 000                           | 2759  |
| 45    | 45 000                           | 3104  |
| 50    | 50 000                           | 3448  |
| 55    | 55 000                           | 3793  |
| 60    | 60 000                           | 4138  |

Clasificación de fundiciones con respecto a la dureza.

| Tipo de hierro gris                           | Dureza (Brinell) | Microestructura      | Clase (ASTM-A48) |
|---|------------------|----------------------|------------------|
| Suave (ferrita)                               | 80-160           | F + G                | 20               |
| Ordinario (Perlita-sin alear).                | 125-160          | F + P + G            | 30               |
| Austenita (Ni-resist.)                        | 140-160          | A + G                |                  |
| Alta resistencia (Perlitas de baja-aleación). | 200-220          | P+G controlado       | 40-50            |
| Acicular                                      | 260-380          | B + G                | 60               |
| Moteado                                       | 300-450          | P+G+carburos masivos |                  |
| Endurecido por T.T. (Martensita).             | 350-500          | M. revenida          |                  |
| Perlita en fundición blanca.                  | 300-550          |                      |                  |
| Martensita en fundición de baja aleación.     | 450-800          |                      |                  |
| Martensita en fundición blanca.               |                  |                      |                  |

A = Austenita. B = Bainita. F = Ferrita. G = Grafito.  
M = Martensita. P = Perlita.

Muchos son los factores que afectan algunas propiedades mecánicas como resistencia, dureza, y maquinabilidad en la obtención de las fundiciones de hierro gris.

Algunos de éstos factores son:

1. - Microestructura.
2. - Composición.
3. - Tipo de grafito.
4. - Cantidad de sobrecalentamiento.
5. - Grado de oxidación.
6. - Humedad en inyección de aire.
7. - Componentes de la carga.
8. - Peso de la carga.
9. - Velocidad de enfriamiento en los moldes.
10. - Temperatura de colada y tipo de horno.

El efecto de estas variables puede ser contrarrestado y minimizado con la técnica de la inoculación, entendiéndose como inoculación al proceso de introducción de pequeñas cantidades de algunos materiales en el metal fundido de tal manera que no afectan la composición química. (18).

Los inoculantes se dividen en dos grandes tipos:

En grafitizadores.

En estabilizadores.

En las fundiciones grises encontramos también cantidades apreciables de gases disueltos tales como:  $O_2$ ,  $H_2$ ,  $CO$ ,  $CO_2$ , y  $N_2$ . También están presentes escorias e inclusiones, las cuales, en mayoría de los casos tienen efectos negativos notables en las propiedades mecánicas tales como resistencia a la tracción, al choque y a la corrosión. (18).

Algunas aplicaciones de los hierros grises las tenemos en engranes, rodillos, palancas, tambores de frenos, monobloques, etc.

### 11). - Fundición de hierro blanco.

Es una aleación que contiene en su estructura carbono eutéctico en los intervalos de 2% a 4% C, siendo la gama más común de 1.8% a 3.5% C. Se le puede identificar porque al fracturarse adquiere un color blanco.

Los cambios que tienen lugar en este hierro durante la solidificación y el enfriamiento subsecuente son explicables por el diagrama hierro-carburo de hierro. (6).

Los intervalos de composición para este hierro son:

| %C      | %Si max. | %Mn      | %S        | %P       |
|---------|----------|----------|-----------|----------|
| 1.8-3.2 | 0.8-1.9  | 0.25-0.8 | 0.06-0.08 | 0.05-0.2 |

El tratamiento térmico en las fundiciones blancas no presenta interés dada la elevada dureza que este material tiene (400 a 500 de dureza Brinell). Solamente se aplica un recocido a bajas temperaturas para liberar tensiones, así como el tratamiento de maleabilización.

Algunas aplicaciones de estas fundiciones son: Placas de embrague, partes mecánicas expuestas a altos índices de fricción.

Hierros fundidos moldeados en frío.

Estos hierros se obtienen vaciando el metal fundido en un molde de metal, lo cual da como resultado una superficie de fundición blanca la que a su vez es soportada por un núcleo de hierro gris más suave. Esta estructura se obtiene mediante un cuidadoso control de la composición y la rapidez de enfriamiento. La profundidad de la capa de hierro blanco se controla mediante el espesor del molde. (6)

La adición de manganeso disminuye la profundidad de la capa de hierro blanco hasta que el azufre haya sido neutralizado

por la formación de sulfuro de manganeso. El fósforo disminuye la profundidad de capa del hierro blanco; así, se tiene que 0.1% de fósforo disminuye en 2.54 milímetros de espesor de capa. El níquel disminuye en una cuarta parte de la capa producida por el silicio. 0.01% de cromo neutraliza 0.015 % de silicio y suprime la formación de grafito en grandes secciones. Cuando el cromo se añade entre 12% y 35%, proporciona resistencia tanto a la corrosión como a la oxidación a elevadas temperaturas. El agregado de 4% de cobre disminuye la profundidad de capa, pero si se excede esta cantidad, la capa y la dureza aumentarán. El molibdeno incrementa la profundidad de capa. Una profundidad determinada de la capa de hierro blanco se puede obtener utilizando una combinación de elementos que tengan efectos opuestos. (3).

Aplicaciones.

Ruedas de carros de ferrocarril, rodillos de laminación y trituración, zapatas de estampado, dados, ruedas dentadas, frenos de carros de ferrocarril, etc.

D. - Diagramas isotérmicos y de enfriamiento continuo para aceros. Su elaboración y uso en los tratamientos térmicos industriales.

Se ha observado que el tiempo y la temperatura de la transformación de la austenita tiene una profunda influencia en los productos de transformación y en las subsecuentes propiedades del acero. Como la austenita es inestable por debajo de la temperatura crítica inferior a  $A_1$  ó  $A_{r1}$  es necesario saber cuánto tiempo necesitará para empezar a transformarse a una temperatura subcrítica específica, cuánto tiempo necesitará para estar completamente transformada y cuál será la naturaleza del producto de transformación.

Los pasos para la obtención de un diagrama de transformación isotérmica son:

a).- Preparación de un gran número de muestras de la misma composición en donde la sección transversal tiene que ser pequeña para que el centro y la superficie reaccionen de igual manera a los cambios de temperatura.

b).- Colocar las muestras en un baño de sal fundida a la temperatura de austenización adecuada.

c).- Introducir las muestras en un baño de sal donde se mantenga una temperatura subcritica constante (Por debajo de la línea  $A_1$  o  $A_{F1}$ ).

d).- Cada muestra se temple en agua fría o salmuera fría.

e).- Se les toma la dureza y se estudia su estructura al microscopio.

f).- Los pasos anteriores se repiten a diferentes temperaturas subcriticas hasta que se determinan suficientes puntos para realizar las curvas.

El diagrama resultante se conoce como diagrama T-I (Transformación Isotérmica) o curvas TTT (Transformación, Temperatura y Tiempo) o curvas S.

El área de la izquierda del principio de la transformación consta de austenita inestable, el área de la derecha de la línea del fin de la transformación representa el producto al que se transformara la austenita.

Hay solamente dos factores que combinarán la posición de las curvas del diagrama T-I que son:

a).- La composición química (variando la cantidad de carbono y los elementos de aleación).

b).- Haciendo más grueso el tamaño de grano austenítico.

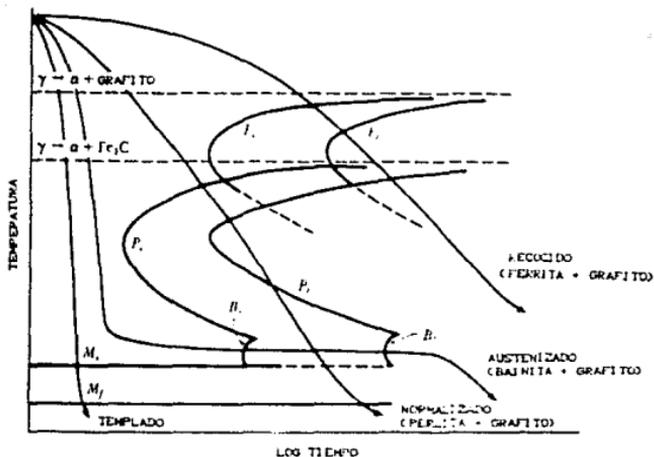


FIG. 10. DIAGRAMA DE TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA EN LOS HIERROS FUNDIDOS. (2)

Las curvas de enfriamiento y el diagrama T-I se determinan colocando un termopar en un lugar definido y luego midiendo la variación de la temperatura con el tiempo.

El diagrama T-I muestra la relación tiempo-temperatura para la transformación de austenita a temperatura constante, pero la mayoría de los tratamientos térmicos industriales incluyen la transformación durante un enfriamiento continuo. (Fig. 10).

El diagrama T-I es útil para planear los tratamientos térmicos y para entender la respuesta en un tratamiento térmico específico pero no puede utilizarse directamente para una transformación bajo un enfriamiento continuo. Debe notarse que el diagrama T-I específico representa sólo a un grupo de muestras que pertenecen a diferentes localizaciones o coladas lo que arrojan diagramas T-I ligeramente diferentes. Luego, teniendo en cuenta estas limitaciones el diagrama T-I es útil para interpretar y correlacionar los fenómenos de transformación observados sobre una base racional, aún cuando la austenita se transforme durante un enfriamiento continuo,

en vez de hacerlo a temperatura constante. (3).

E. Factores que influyen en la estructura de las fundiciones grises.

- 1.- Contenido de carbono equivalente.
- 2.- Altos contenidos de silicio.
- 3.- Contenido de aleación.
- 4.- Contenido de impurezas.
- 5.- Rapidez de enfriamiento durante o después del congelamiento.
- 6.- Existencia de elementos de inoculación.
- 7.- El tratamiento térmico después de la fundición.

F. - Fundiciones hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas.

1).- Fundiciones hipoeutécticas.

Sea por ejemplo una fundición con 3% de carbono, como se muestra en la figura 11.

Arriba del punto A la aleación se encuentra como solución líquida de carbono uniformemente disuelto en hierro líquido.

El punto A indica el inicio de la solidificación y empieza con la formación de dendritas de austenita. El porcentaje de carbono de estas primeras dendritas está marcado con el punto B, que corresponde a 1.3%.

En el punto C a una temperatura de 1200°C (2190°F) la formación de dendritas tendrá una composición de 1.7% como lo indica el punto D. El carbono a esa temperatura puede difundir en el sólido y si se mantiene a esa temperatura durante algún tiempo toda la parte sólida tendrá el mismo porcentaje de carbono. El punto K muestra el porcentaje de la parte líquida que es de 3.8%. La parte sólida y la líquida se encuentran en perfecto equilibrio a 1200°C (2190°F) permaneciendo invariable tanto en volumen como en porcentaje. Continuando con el enfriamiento los puntos D y K se recorrerán, respectivamente, sobre las curvas "Liquidus" y "Solidus" hasta llegar a la

horizontal de 1130°C (2070°F) en este momento la parte sólida está constituida exclusivamente por dendritas que contendrán 2% C y la parte líquida contendrá 4.3% C la que a esa temperatura se solidificará en forma eutéctica formando ledeburita. Dicha ledeburita está formada de glóbulos por austenita con 2% C en una matriz de cementita de 6.67% C.

Por debajo de 1130°C (2070°F) la fundición presenta el aspecto de dendritas de austenita envueltas por eutéctico.

Continuando el enfriamiento empezará a disminuir el porcentaje de carbono en la austenita tanto en las dendritas como en los glóbulos de eutéctico, dando lugar a que la cementita se anexe a la ledeburita lo cual está representado por el punto F a 1000°C (1830°F) y va disminuyendo a lo largo de la curva  $A_{cm}$ . Este proceso continua hasta una temperatura de 720°C (1330°F) en donde el porcentaje de carbono de la austenita será de 0.8% de carbono.

Al bajar de 720°C (1330°F), la aleación se transforma en perlita hasta la temperatura ambiente en donde la estructura tendrá zonas de perlita envueltas de ledeburita (constituida ahora por glóbulos de perlita en una matriz de cementita). Durante el subsecuente enfriamiento la estructura permanecerá invariable.

En algunos puntos se encuentran a veces pequeñas áreas de cementita aislada debido a la solidificación de la austenita no formada por eutéctico sobre dendritas primarias de austenita. Esa cementita constituye un eutéctico separado, esto es, una ledeburita sin los glóbulos de austenita. (3, 6).

#### ii).- Fundiciones eutécticas.

Tomemos una composición representada por E en la figura 11. A los 1130°C (2070°F) el líquido sufre la transformación a ledeburita que es el producto de la solidificación de 4.3% C a mínima fusión, razón por la cual se le ha llamado eutéctico.

La matriz es cementita y los glóbulos son austenita. Entre 1130°C y 720°C, (2070°F), (1330°F) los glóbulos pierden carbono desde 2.0% hasta 0.8% C, y éste precipita como

cementita en la interfase cementita-austenita.

Por debajo de  $720^{\circ}\text{C}$  ( $1330^{\circ}\text{F}$ ) los glóbulos de austenita se convierten en perlitas que son fases estables a bajas temperaturas, presentando una microestructura de ledeburita transformada durante el enfriamiento. (B).

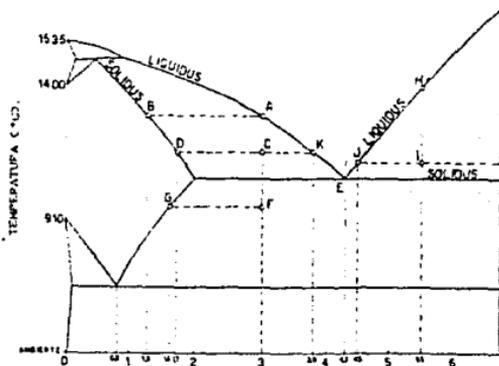


FIG. 11. PORCIENTO EN PESO DE CARBONO. (C).

### iii).- Fundiciones hipereutécticas.

Tomemos ahora una composición representada en la figura 11 por H. Al atravesar la línea de "liquidus" comienza a precipitar la fase de cementita en forma de agujas. Durante todo el enfriamiento hasta llegar a  $1130^{\circ}\text{C}$  ( $2070^{\circ}\text{F}$ ) en el fundido, las agujas de cementita crecen debido a que el líquido se empobrece en carbono desde 4.5% hasta 4.3%. Estos cristales, a diferencia de la austenita proeutéctica, no presentan segregación ya que es un compuesto intermetálico.

A una temperatura de  $1130^{\circ}\text{C}$  ( $2070^{\circ}\text{F}$ ) se produce ledeburita. Las agujas son cementita y los glóbulos son austenita.

A  $720^{\circ}\text{C}$  ( $1330^{\circ}\text{F}$ ) la austenita que ha alcanzado la

composición eutectoide se transforma en perlita. (6).

#### G. - Fundiciones maleables y nodulares.

Hierro maleable.

Esta fundición es muy resistente al choque y a la deformación y se puede obtener cuando la composición se encuentre en los siguientes intervalos:

| %C       | %Si <sub>max</sub> | %Mn     | %S <sub>max</sub> | %P <sub>max</sub> |
|----------|--------------------|---------|-------------------|-------------------|
| 2.0-2.75 | 0.5-1.25           | 0.6-3.4 | 0.1-6.05          | 0.05-1.0          |

Las principales clases de los hierros aleados maleables son:

- i). - Hierro aleado maleable al cobre.
- ii). - Hierro aleado maleable al cobre-molibdeno.

El cobre confiere resistencia a la cedencia, a la corrosión y a la tensión a costa de una ligera reducción en la ductilidad. La combinación cobre-molibdeno, le confiere resistencia a la corrosión, a la tensión, a la cedencia, buena dureza y ductilidad.

Fundición de hierro maleable de cubilote.

Nombre dado a las piezas maleabilizadas provenientes de fierros fundidos blancos de cubilote. No se obtienen propiedades mecánicas tan buenas como las obtenidas en otros hornos.

La resistencia a la tracción oscila entre 294 a 343 MPa y una dureza de 100 a 130 Brinell. Estos valores son válidos para piezas de espesor reducido porque para piezas más grandes la presencia de perlita altera estos datos.

Esta fundición puede tener distinta matriz, según el resultado del proceso de maleabilización:

- i). - Hierro ferrítico maleable.

11). - Hierro perlítico maleable.

12). - Hierro ferrítico maleable.

La maleabilización es un tratamiento en caja rellena de material oxidante e inerte durante tiempos prolongados.

El propósito de la maleabilización es transformar todo el carbono combinado presente en el hierro blanco en nódulos irregulares de carbono revenido (grafito) y ferrita. Comercialmente este proceso se conoce como de dos etapas del recocido. Así tenemos: (Ver fig 12).

Primera etapa.

La fundición de hierro blanco se recalienta lentamente a una temperatura entre 900°C y 955°C (1750°F), (1650°F).

Durante el calentamiento, la perlita se convierte en austenita cuando la temperatura alcanza la línea crítica inferior. La austenita así formada disuelve algo de cementita adicional conforme se calienta a la temperatura de recocido.

En la figura 2 se muestran los diagramas estable y metaestable. se observa que la austenita del sistema metaestable puede disolver más carbono de lo que puede hacerlo la austenita del sistema estable por lo que existe una fuerza motriz para que el carbono sea eliminado de la austenita como grafito libre. Esta grafitización empieza a la temperatura de maleabilización. Los núcleos de grafito crecen rápidamente y aparecen como nódulos irregulares a los cuales se les conoce como "carbono revenido". (2, 8).

La formación del carbono revenido incluye dos mecanismos de reacción:

a). - difusión.

b). - descomposición del carburo.

Altos contenidos de silicio y carbono aceleran los procesos de nucleación y grafitización.

Debido a que la grafitización es un proceso lento, la temperatura se debe mantener por tiempos entre 20 y 72 hrs y la estructura resultante es de nódulos de carbono en una matriz de austenita saturada.

Segunda etapa.

Se enfría entre 2 y 6 hrs desde 780°C (1400°F). Durante el enfriamiento, el carbono disuelto en la austenita se convierte en grafito sobre las partículas de carbono revenido existentes y la austenita restante se transforma en ferrita. Una vez que se ha completado la grafitización se puede enfriar hasta temperatura ambiente sin riesgo de transformación. La matriz resultante será de nódulos de carbono revenido en una matriz de ferrita.

El hierro resultante se conoce como hierro ferrítico maleable o hierro normal lo que da como resultado mayor resistencia al impacto y mayor ductilidad que la proporcionada por los hierros grises.

Los hierros maleables tienen un grado de maquinabilidad muy grande debido a que los depósitos de grafito sirven como lubricante a las herramientas de corte.

Es importante mencionar que el acero se diferencia del hierro maleable en que no contiene en su estructura carburo masivo ni grafito eutécticos. (2, 5).

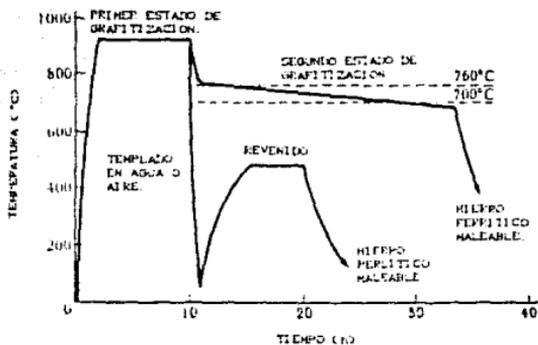


FIG. 12 TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS HIERROS FÉRRITICOS Y PÉRLITICOS MALLEABLES (2).

Aplicaciones de los hierros maleables.

Equipo automotriz, agrícola y ferroviario, juntas de expansión, ensambles de gruas de cadena, conexiones para tubería, troquelado para fabricación de maquinaria textil.

#### 11). - Hierro perlítico maleable.

Para la obtención de un hierro maleable perlítico ha de realizarse la primera etapa de la grafitización. La cantidad de perlita formada dependerá de la temperatura a la que empiece el proceso de maleabilización y de la rapidez de enfriamiento.

Si la rapidez de enfriamiento no es lo suficiente para retener todo el carbono combinado, las áreas que rodean los nódulos de carbono revenido serán ferritizadas completamente, en tanto que aquellas que están a mayor distancia serán perlíticas.

La estructura resultante se conoce como "ojo de buey" el cual alcanza una resistencia a la tracción del orden de 343 a 392 MPa y una dureza de 100 a 150 Brinell.

Aplicaciones del hierro perlítico maleable.

Cajas para ejes y diferenciales, ejes de levas y cigüeñales para autos, catarinas, pernos de unión para cadenas, ménsulas elevadoras en equipo transportador, rodillos, bombas, boquillas, llaves, tuercas, abrazaderas, cizallas, etc.

Al hierro ferrítico maleable se le puede convertir en hierro perlítico maleable recalentando a una temperatura mayor que la crítica seguida por un enfriamiento rápido, y seguido por un revenido entre 650°C (1200°F) a 700°C (1300°F). Si se desea aumentar las propiedades mecánicas de la matriz, es necesario recalentar de 15 a 30 minutos entre 840°C (1550°F) a 870°C (1600°F) para reaustenizar y templar en aceite caliente seguido de un revenido. Con este proceso se obtiene una matriz de martensita y bainita a una dureza de 55 a 60 Rockwell C entre 230°C y 715°C (1320°F), (450°F).

El hierro perlítico maleable no es soldable debido a la formación de una capa de hierro blanco, frágil y de poca resistencia, por debajo del cordón de soldadura. La adición de aleantes sirve para estabilizar el carburo durante el intervalo eutectoide.

El cobre se puede añadir para mejorar la resistencia en general, la resistencia a la corrosión y la distribución del grafito. (2, 3, 6, 7, 9, 11).

#### Hierro dúctil.

El hierro fundido nodular difiere del maleable en que se le obtiene por solidificación a velocidades lentas y no requiere de tratamiento térmico obteniéndose esferoides mucho más redondos.

Los esferoides compactos interrumpen la continuidad de matriz mucho menos que las hojuelas de grafito, lo cual da como resultado mayor resistencia y tenacidad con respecto al hierro gris.

Los elementos que son efectivos para promover la formación de esferulitas, tienen ciertas propiedades en común, las cuales son:

- i).- Alta afinidad por el azufre y oxígeno.
- ii).- Baja solubilidad en el hierro.
- iii).- Marcada tendencia de segregación durante la solidificación.

Las partículas esferoidales de grafito se forman durante la solidificación por la difusión del carbono a través de la capa sólida de la austenita debido a la presencia de algunos elementos de aleación, como el magnesio o el cerio. Estos se añaden en el cucharón antes del vaciado, en una proporción no mayor a 0.04 % de Mg y menor de 0.015% de Ce respectivamente.

Durante la formación del grafito nodular se podría decir que la cristalización del grafito se lleva a cabo en contacto con el líquido: el líquido rodea al nódulo y la parte directamente en contacto con éste comienza a empobrecerse en carbono y enriquecerse en hierro, como una consecuencia del crecimiento nodular.

Como en ese método exige un control simultáneo de muchas variables, ha sido sustituido por un método más simple, que consiste en vaciar cantidades determinadas de algunos elementos de modo que se obtenga una fundición blanca y provocar una grafitización por medio de un tratamiento térmico semejante al maleable "Ojo de Buey" con una duración máxima de 5 hrs.

La resistencia a la tracción es superior a los 590 MPa y su ductilidad es equivalente a los maleables ferríticos o perlíticos. Su estructura es semejante a los maleables ricos en azufre.

Cuando las adiciones son insuficientes, los nódulos tienen formas intermedias entre el grafito nodular y laminar. A pesar de que las esferulitas de grafito han sido encontradas en intervalos de composición hipo-e-hipereutécticos, éstos se forman más fácilmente en los intervalos hipereutécticos.

La producción de hierro fundido nodular se realiza a partir de hierro esponja de alta pureza en hornos de cubilote por los métodos de agitación y emparedado. También es posible obtener fundiciones nodulares de muy buena calidad en hornos de

inducción y de arco eléctrico.

Los bajos contenidos de Si y C en el hierro esponja hace que se obtenga un hierro con baja grafitización o hierro blanco cuando se trabaje con porcentajes de hierro esponja mayores de 30%. También se puede hacer referencia a los bajos contenidos de elementos residuales en el hierro esponja, lo que constituye el principal factor para el uso de este material en la fundición, ya que diluye elementos contaminantes que causan problemas en la fundición, particularmente cuando se trata de producir hierros grises especiales, hierros dúctiles o maleables. Por otra parte, se dispone de una tecnología orgullosamente mexicana, de reducción directa, pero la producción de hierro esponja se ve afectada por la escasez de minerales de hierro.

Cuando el contenido de azufre de la aleación de base hierro sea inferior al 0.015% se puede decir que se trata de una aleación desulfurada.

Los hierros nodulares con 10% de perlita máximo en la matriz se conocen como hierros ferríticos esto proporciona máxima ductilidad, tenacidad y maquinabilidad.

El azufre tiene efectos muy negativos en estos hierros impidiendo la nodulización y aumentando el consumo de magnesio que se utiliza como inoculante.

La especificación del azufre en este tipo de hierros es de 0.03% máxima. (1, 2, 8, 7, 9, 19).

Tratamiento térmico de fundiciones nodulares.

Una matriz cuya estructura tenga grandes cantidades de perlita, puede producirse por fundición o por normalización a 870°C a 900°C (1600°F), (1650°F).

Se puede obtener una matriz martensítica templando en aceite o en agua desde una temperatura de 870°C a 930°C, (1600°F), (1700°F).

Los hierros austeníticos dúctiles son altamente aleados y son capaces de retener su estructura hasta por debajo de -19°C (-2°F). Estos hierros se caracterizan por su relativa alta

resistencia a la corrosión y buena fluencia a elevadas temperaturas.

El grado templado y revenido se somete al tratamiento térmico, de modo semejante al de un acero al carbono de 0.8% C. Se le austeniza a 870°C (1600°F), temple y reviene hasta obtener la dureza deseada.

### 3. - Tratamientos térmicos de fundiciones de hierro gris.

Los tratamientos térmicos en estas fundiciones no son muy frecuentes, más sin embargo, cuando se llegan a realizar es necesario conocer lo siguiente.

#### A. - Factores que influyen en los tratamientos térmicos.

- i). - Medio de temple.
- ii). - Composición.
- iii). - Tamaño de la sección.
- iv). - Rapidez de enfriamiento.

#### B. - Recocido del hierro gris.

- i). - Completo.

En todos los tratamientos térmicos de recocido se ha visto que la destrucción del  $Fe_3C$  es tanto más intensa cuanto mayor es la duración del tratamiento y más elevada la temperatura.

En todos los casos la perlita tiende a adquirir la forma globular y en este aspecto hay coincidencia con los aceros, con alto contenido de carbono, en los que por prolongado recocido se obtiene cementita globular.

El recocido del hierro gris consiste en el calentamiento a una temperatura suficientemente alta para suavizarlo y mejorar la maquinabilidad

La temperatura de recocido está entre 700°C y 750°C (1300°F), (1400°F).

A partir de 590°C (1100°F) el carburo de hierro se

descompone en ferrita más grafito alcanzándose la máxima velocidad de descomposición a 760°C (1420°F) y obteniéndose durezas de 120 a 160 Brinell. (3).

ii). - De ferritización.

iii). - De grafitización.

#### C. - Normalización de las fundiciones grises.

El hierro gris se normaliza al ser tratado a una temperatura superior a la del intervalo de transformación, se mantiene a una temperatura de 895°C a 930°C (1625°F), (1700°F) durante un periodo de 1hr/pulgada de espesor por efecto del normalizado, mejora la dureza y la resistencia a la deformación. (3).

#### D. - Condiciones del proceso de temple y revenido.

Las fundiciones grises tienen la ventaja de que el grafito actúa como depósito de carbono y por un tratamiento adecuado pueden ceder carbono a la matriz aumentando su templabilidad o puede absorberlo disminuyendo su dureza.

El hierro gris como el acero puede endurecerse por templado y revenirse en un intervalo desde 150°C a 650°C, (300°F), (1200°F) para aumentar la tenacidad, suprimir las tensiones, atenuar la fragilidad y mejorar la resistencia a la tracción y al choque reduciéndose nuevamente la alta dureza obtenida por el temple.

La temperatura de temple del hierro gris está en un intervalo de 855°C a 870°C, (1575°F), (1600°F).

El aceite es el medio de temple usual cuando se busca un endurecimiento profundo y completo de la pieza. El templado con agua puede ser muy drástico y producir fisuras y distorsión a menos que se trate de piezas grandes y uniformes, empleándose a menudo para temples superficiales a la flama o por inducción.

El hierro gris generalmente se temple y se reviene entre 150°C a 260°C, (300°F), (500°F) para incrementar la

resistencia al desgaste y a la abrasión, aumentando la dureza.

Para el temple de fundiciones grises se puede emplear el mismo criterio que se utiliza para el temple de aceros. Los mejores resultados se obtienen entre 0.5% a 0.8% de carbono combinado.

También es de importancia mencionar que la formación de la capa templada ocurre en vértices, bordes y secciones muy delgadas de una pieza en donde, debido a la gran velocidad de enfriamiento, el grafito no precipita teniéndose entonces una estructura típica de hierro blanco, la cual es frágil y difícil de maquinar por su alta dureza.

Los fundidores tratan el hierro esponja con cantidades que van de 0.5 a 2.5 Kg por tonelada de grafitizante como el ferrosilicio para disminuir la profundidad de temple. (3, 14).

#### E. - Bainitizado y temple en caliente.

La bainita se puede obtener por medio de un tratamiento a temperatura de transformación constante o fundiendo una combinación de aleantes que produzca una curva TTT con una nariz de bainita pronunciada. Por ejemplo, para producir una estructura de bainita en un cigueñal de una pulgada de diámetro se emplea la siguiente composición 3.2%C, 2%Si, 1/2%Mn, 1%Ni, 1%Mo. EL numero de dureza Brinell es 300 por lo que es menor que la de un acero bainítico. Esto se debe a que hay grafito presente.

Cuando se procura aumentar la tenacidad de las piezas pequeñas el bainitizado puede ser empleado con cierta probabilidad de éxito, como en los aceros.

#### F. - Temple a la flama.

1).- Factores que influyen en el proceso.

El factor de mayor relevancia es el medio de temple, siendo el más usado el agua. El objetivo de templar a la flama o por inducción es obtener un endurecimiento superficial, el cual da

buenos resultados si el carbono combinado es superior de 0.4% o sobre fundiciones que no tengan gran tendencia a la grafitización. (3).

En los aceros se realiza una cementación, en donde la microestructura de la porción carburada presenta una malla de cementita bordeando los límites de grano de la austenita primitiva. Este método no se puede emplear en las fundiciones.

#### G. - Relevamiento de tensiones en las piezas coladas

El tratamiento térmico de relevamiento de esfuerzos que se realiza en las fundiciones grises tiene por fin aliviar tensiones internas y garantizar estabilidad dimensional durante el envejecimiento artificial.

Las piezas de fundición recién moldeadas tienen siempre ciertas tensiones internas cuyo origen está en los esfuerzos que se desarrollan por la desigual contracción que es consecuencia de la diferencia en las velocidades de enfriamiento entre las partes gruesas y delgadas, que hacen que no haya contracción en la misma proporción, así como de los esfuerzos en las distintas fases debido a los diferentes coeficientes de dilatación lineal de ellas.

También se crean tensiones considerables debido al aumento de volumen durante la grafitización. Después de alcanzar la temperatura ambiente parte de esas tensiones aún subsisten, lo que provoca una gran variación de las dimensiones.

Esas tensiones tienden a desaparecer con el tiempo. Pero se ha observado que ese tiempo, que frecuentemente es largo, se puede reducir a unas horas realizándose el siguiente tratamiento:

1.- Mantener la pieza a temperaturas entre 400°C (750°F) y 600°C (1110°F) durante un tiempo de 1/2 hr a 5 hrs.

2.- Enfriar lentamente para evitar que aparezcan nuevas tensiones. La temperatura a la cual se habrá de mantener la pieza está en función del espesor, siendo de temperaturas

altas a menores espesores.

4.- Fundiciones grises diseñadas especialmente para resistir desgaste, altas temperaturas y efectos corrosivos.

Un hierro fundido aleado o especial es aquel que contiene uno o más elementos especialmente, añadidos en suficiente cantidad para producir una modificación en las propiedades físicas o mecánicas.

Los siguientes elementos no se pueden considerar como elementos de aleación: C, Si, Mn, S, y P.

La mayoría de los elementos de aleación servirán como retardadores o aceleradores de la grafitización, siendo los elementos más comunes: Cr, Cu, Mo, Ni, Va, Ti, Al, etc.

A continuación se mencionan algunos efectos de los elementos más empleados.

**Cromo:** Incrementa el carbono combinado aumentando la resistencia, la dureza, la profundidad de capa templada y la resistencia al desgaste y al calor, disminuyendo la maquinabilidad.

**Cobre:** Es un grafitizador, pero su efecto es solo una quinta parte que el del silicio. El contenido de cobre está entre 0.25% a 2.5%. El cobre tiende a romper la cementita masiva y hace más resistente la matriz.

**Molibdeno:** Mejora las propiedades mecánicas y es un buen estabilizador de carburos. Se añade en cantidades de 0.25% a 1.25% y su efecto es similar al provocado en los aceros. Retarda también la transformación de la austenita, incrementando así la templabilidad y evita las fisuras y deformaciones.

**Vanadio:** Es un potente formador de carburos, estabiliza la cementita y reduce la grafitización. Se añade entre 0.1% y

0.25% incrementando las propiedades mecánicas.

Níquel: Es un grafitizador pero su efecto es sólo la mitad que el del silicio. Se añade entre 0.5% y 8.0% controlando la estructura y retardando la transformación austenítica, estabilizando la perlita y manteniendo el carbono combinado en la cantidad eutectoide. En cantidades próximas a 1.0%, la matriz tiende a ser bainítica.

La adición de 14.0% a 38.0% da como resultado alta resistencia al calor, gran resistencia a la corrosión y poca expansibilidad. Debido a la gran cantidad de níquel, la matriz será austenítica.

Adiciones de cantidades adecuadas de elementos de aleación como Ni, Cr y Mo pueden dar fierros fundidos resistentes al calor, al desgaste, a la corrosión, de elevada dureza, etc. Por ejemplo, con adiciones controladas de Ni y de Mo se puede obtener una fundición de matriz bainítica, las cuales se llama fundiciones aciculares.

Poseen una dureza superior a 300 Brinell y una resistencia a la tracción superior a 390 MPa.

Las láminas de grafito facilitan la penetración de sustancias corrosivas y tanto más, cuanto mayor sea el área de las láminas. Así las fundiciones maleables y de grafito esferoidal resisten más la corrosión que el hierro gris.

Por su parte, las matrices monofásicas, por ejemplo ferrita o austenita, son considerablemente más resistentes a la corrosión que la matriz perlítica.

El grafito laminar favorece la corrosión a altas temperaturas por su más rápida oxidación y porque son el camino más fácil de difusión del oxígeno.

La fundición más resistente a la oxidación del aire a altas temperaturas es la fundición rica en cromo.

Muchas veces, por razones de servicio, hay necesidad de revestir algunos tipos de fundiciones. En los casos de la fundición esferoidal y de la fundición maleable, la superficie del metal esta libre de grafito, lo que ofrece más

posibilidades en la metalización, que en el caso de la fundición de hierro gris.

La estructura tiene una decisiva influencia sobre las propiedades magnéticas de la fundición siendo las principales componentes ferromagnéticas la ferrita y la cementita.

Por otro lado, se sabe que los materiales sometidos a ciclos térmicos llegan a fallar por la producción de grietas, las que son diferentes a las producidas por fatiga mecánica.

La fatiga térmica se puede definir de manera general como el deterioro gradual y la fractura final de un material por los calentamientos y enfriamientos alternados, durante los cuales la libre expansión y contracción son parcial o totalmente restringidos. La fatiga térmica puede considerarse de una manera general como fatiga de bajo número de ciclos, ya que las grietas aparecen en menos de 50 000 ciclos. (5).

Los requerimientos básicos para una buena resistencia a la fatiga térmica del hierro gris son, sin duda, un módulo elástico bajo, una alta resistencia a la deformación plástica a elevadas temperaturas y una alta conductividad térmica para disminuir el gradiente térmico. Estas propiedades no son fáciles de obtener en un hierro gris ya que algunas son contradictorias.

En los hierros grises, la resistencia, el módulo elástico y la conductividad térmica están estrechamente interrelacionados debido a su dependencia del tamaño y la morfología del grafito (3, 6, 7, 11).

##### 5.- Aplicación de la maquinabilidad en los hierros fundidos grises.

Esta propiedad depende principalmente de la estructura de la matriz y es mayor en las fundiciones grises que en los aceros, debido a que en las fundiciones grises las discontinuidades provocadas por el grafito y el grafito mismo, sirven como lubricante.

Por esta razón la fundición es el material apropiado para el maquinado en seco o con lubricación. Aquí desempeña un papel

cardinal la participación de la ferrita en la estructura, debido a que contenidos crecientes de este componente aumenta la maquinabilidad. Así, una fundición con grafito esferoidal tiene similar maquinabilidad que un hierro gris.

Una fundición de media aleación, con estructura bainítica, también presenta buena maquinabilidad. Los inconvenientes aparecen cuando presentan una estructura martensítica o de carburos que pueden suceder en la fundición con agregado de cromo o en piezas fundidas de paredes delgadas.

Hay otros factores que influyen en la maquinabilidad de las fundiciones como son:

- i) - La presencia martensítica en los extremos de las piezas y principalmente en las secciones delgadas.
- ii) - La presencia de arena adherida durante el vaciado.
- iii) - Las contracciones.

Encontrar relaciones para la determinación de la maquinabilidad resulta complejo por lo que existen algunos criterios para su evaluación.

Por ejemplo, un criterio para obtener la maquinabilidad en función de la estructura lo da la fórmula de Moore y Lord:

$$I_z = 105.5 - 1.26 V_p + 11.7 V_g + 1.2 G_g$$

donde

$I_z$  = Volumen de virutas cortadas en la unidad de tiempo, con avance constante.

$V_p$  = Volumen relativo de perlita.

$V_g$  = Volumen relativo de grafito.

$G_g$  = Magnitud promedio de la separación de grafito.

Un método para predecir la maquinabilidad de una fundición gris clase 45, a fin de no perder tiempo y dinero, es proveer con oportunidad los elementos exactos para su fundición. Así, las variaciones menores en la práctica de la fundición traerán consecuencias en la microestructura. La distribución del grafito alterará las propiedades mecánicas, lo cual afecta directamente la maquinabilidad y el terminado superficial.

Un método nuevo y novedoso se emplea para predecir la maquinabilidad de las fundiciones grises definiendo un coeficiente llamado carbono de saturación.

Los valores del carbono de saturación y del carbono equivalente usando la composición química completa, proveen una correlación precisa entre la microestructura, la resistencia mecánica y la maquinabilidad. Así, el carbono equivalente (CE) y el carbono de saturación (CS) permiten deducir la resistencia a la tensión, la desviación de la composición eutéctica y la microestructura esperada:

$$\text{Así: } CS = CT/4.3 - (\% Si + \% P)/3$$

La experiencia ha mostrado que valores de CS entre 0.85 y 0.95 impide que las fundiciones hipoeutécticas tengan una microestructura óptima que proporcione buena maquinabilidad, terminado superficial y propiedades mecánicas apropiadas.

Un método más preciso para calcular el CS consiste en tomar cantidades que contribuyen a mover el punto eutéctico. Estos elementos pueden ser formadores o estabilizadores de grafito, por lo que la concentración del carbono eutéctico es igual a la concentración del carbono eutéctico binario más la suma de los elementos de aleación.

$$CC = 4.26 + \Sigma (\text{Proporción de grafitización}) + \Sigma (\text{Proporción de carburos estabilizados}).$$

4.26 es la concentración de carbono del diagrama de equilibrio hierro-carbono. La proporción de grafitización es igual al porcentaje del elemento multiplicado por el

coeficiente de actividad. La proporción de carburos estabilizados es igual al porcentaje del elemento estabilizador de carburos multiplicado por un coeficiente de actividad.

| Muestra A |              | Muestra B    |  |
|-----------|--------------|--------------|--|
| Elemento  | Análisis (%) | Análisis (%) |  |
| C         | 3.14         | 3.32         |  |
| Mn        | 0.61         | 1.00         |  |
| P         | 0.025        | 0.028        |  |
| S         | 0.015        | 0.053        |  |
| Si        | 1.48         | 2.07         |  |
| Cr        | 0.41         | 0.38         |  |
| Ni        | 0.17         | 0.13         |  |
| Mo        | <0.10        | 0.43         |  |
| Cu        | 0.18         | 0.86         |  |
| V         | <0.01        | 0.024        |  |
| Ca        | <0.001       | <0.001       |  |

Coefficiente de actividad (F) para las muestras A y B.

| Formador de grafito<br>FCAC % / % |        | Estabilizador de carburo<br>FCAC % / % |       |
|-----------------------------------|--------|--|-------|
| S                                 | -0.360 | Mo                                     | 0.025 |
| P                                 | -0.330 | Mn                                     | 0.027 |
| Si                                | -0.317 | Cr                                     | 0.063 |
| Al                                | -0.25  | Zr                                     | 0.075 |
| Mg                                | -0.188 | V                                      | 0.135 |
| Sb                                | -0.115 | Ti                                     | 0.140 |
| Sn                                | -0.110 |  |       |
| Cu                                | -0.074 |  |       |
| Ni                                | -0.053 |  |       |
| Co                                | -0.026 |  |       |

$$CS = CT/CC$$

Metalográficamente se pueden obtener indicaciones falsas para la composición hipereutéctica. Por ejemplo la microestructura de algunas fundiciones hipereutécticas contienen hojuelas de grafito, parecidas a agujas distribuidas a lo largo de las hojuelas curvas. Estas hojuelas son

remanentes de grafito insoluble por lo que es llamado grafito pseudo - tipo C.

La determinación del carbono de saturación es un método más preciso de caracterizar las fundiciones con respecto a la composición eutéctica.

Así tenemos que:

$SC < 1$  ; Fundición hipoeutéctica.

$SC = 1$  ; Fundición eutéctica.

$SC > 1$  ; Fundición hipereutéctica.

También el CS es una medida de la tendencia a la descomposición del carburo, y tiene un efecto significativo en la nucleación y crecimiento del grafito durante la solidificación. De igual manera, el valor de CS determina si el mecanismo de transformación es estable o metaestable y muestra la desviación que existe entre la concentración del eutéctico en el diagrama hierro-carbono a un valor compuesto de los efectos de la interacción múltiple de los diferentes elementos de aleación. (10, 18).

#### 8. - Aplicación de la soldabilidad en los hierros fundidos grises.

Las fundiciones se han considerado menos soldables que los aceros de bajo carbono. La mayoría de las prácticas de la soldadura de las fundiciones se realizan en los hierros fundidos grises y con mucho menor frecuencia en los hierros maleables, ocupando por su parte las fundiciones nodulares una posición intermedia, las fundiciones blancas son insoldables.

Hay tres áreas en las cuales la soldadura tiene importancia.

##### 1. - Reparación de los defectos de fundición.

Miles de tenejadas de soportes para motor son reparadas anualmente por soldadura con arco y oxiacetileno. Los defectos de colada descubiertos durante el maquinado o por errores de

maquinado se corrigen soldando con arco. La soldadura con arco es más rápida que con oxiacetileno y causa menor distorsión por calentamiento, por el hecho de que la zona a soldar se calienta con mayor rapidez y afecta a una región menor.

## 2.- Reparación de secciones rotas.

Las partes coladas que se han roto durante el servicio pueden ser reparadas por soldadura con arco. Para evitar heterogeneidades pueden practicarse algunos métodos de pre-calentamiento y post-calentamiento.

## 3.- Unión de piezas de ensamble.

La soldadura de arco es importante por su rapidez de aplicación. Cuando se suelda sin pre-calentamiento, la fundición se calienta rápidamente por encima de la temperatura de transformación, absorbe carbono y es inmediatamente templado por enfriamiento de las zonas próximas a la soldadura con la consecuente formación de martensita. Así si se realiza una soldadura con un electrodo de hierro gris en un hierro maleable o dúctil, el carbono solidifica en forma combinada y precipita como en las fundiciones grises como grafito, teniendo una zona de fundición gris y no una nodular o maleable con lo cual se reduce la ductilidad en el área.

En la zona de soldadura, al formarse carburos, se debe realizar un recocido por arriba de 860°C (1600°F). Pero es más recomendable evitar, lo más posible, la formación de carburos.

Se pueden emplear para esto los siguientes métodos:

1.- Emplear electrodos de fundición que precipiten un mínimo posible de carburos y con composición similar en Si, C y Mn a la del metal base.

2.- Precalentar la fundición a la temperatura máxima posible, de tal manera que no afecte la dureza y la

resistencia. Esta temperatura debe ser inferior a 530°C (2300°F).

3.- Usar un electrodo de alto Ni o de Ni-Cu como material de relleno debido a que el níquel y el cobre son grafitizadores.

4.- Reducir el suministro de calor.

Estos métodos, además de evitar la formación de carburos, también pueden ser utilizados para evitar la formación de esfuerzos en la zona soldada. Un paso importante en la aplicación de la soldadura en las fundiciones es la designación de áreas para su realización. Así, como una regla general, tenemos que evitar realizarlas en zonas de alta concentración de esfuerzos o en áreas en donde exista la posibilidad de que la soldadura actúe como entalladura. Es recomendable que antes de soldar se pre-caliente, con el fin de evitar concentración de esfuerzos, pero hay que tener cuidado que el pre-calentamiento no sea muy alto, porque éste ablanda el material y por consecuencia se dificulta la soldadura. En grandes piezas de fundición se debe de evitar, en lo posible, los gradientes térmicos para evitar la fractura en la soldadura por lo que se requiere que la temperatura de pre-calentamiento se mantenga uniforme hasta el término del proceso.

Bajo condiciones óptimas se puede soldar a tope partes de fundición dúctil y maleable sin necesidad de un pre-calentamiento o un post-calentamiento. Este post-calentamiento sirve como un recocido completo o para un alivio de esfuerzos. Cuando éste tratamiento no es aplicado, la soldadura se debe cubrir con un material aislante tal como cal, asbesto o vermiculita.

La resistencia a la tensión de las juntas es menor que el metal base y la zona afectada por el calor de la soldadura esta más endurecida y fragilizada que la fundición original. Para el relevamiento de esfuerzos se recomienda una temperatura de 360°C (680°F) cuando la carga entra al horno y

600°C (1110°F) cuando sale.

Para la aplicación del recocido completo en la soldadura se recomienda una temperatura de 880°C (1610°F) para obtener un ablandamiento máximo.

Si la pieza ha sido soldada sin un pre-calentamiento previo, resulta difícil de maquinar. Los aceros de bajo carbono, las aleaciones de base níquel y las aleaciones de base cobre son los metales de relleno para las fundiciones. Para practicar la soldadura en las fundiciones se utilizan los procesos de soldadura por gas, soldadura metálica por arco protegido y soldadura a base de bronce.

Algunas de las fundiciones de hierro especiales pueden soldarse pero otras no.

En las fundiciones resistentes a la corrosión se puede aplicar la soldadura para reparaciones menores porque la soldadura depositada debe tener composición más resistente a la corrosión que la composición base y en consecuencia es muy escasa la información al respecto. (14).

## II. PARTE EXPERIMENTAL.

### 1. - Estudio del muestreo M de la empresa Metallurgical Service, de Inglaterra.

La empresa Metallurgical Service elaboró un muestreo de seis probetas de fundiciones de hierro, obtenidas directamente de colada.

La composición química de estas probetas se resume en el siguiente cuadro.

| Probeta | C. T. | Si   | Mn   | S     | P     | C. E. |
|---------|-------|------|------|-------|-------|-------|
| M-1     | 2.18  | 2.49 | 0.70 | 0.05  | 0.06  | 3.03  |
| M-2     | 3.09  | 2.35 | 0.60 | 0.019 | 0.036 | 3.88  |
| M-3     | 3.48  | 2.00 | 0.60 | 0.018 | 0.013 | 4.15  |
| M-4     | 3.80  | 2.10 | 0.47 | 0.012 | 0.060 | 4.52  |
| M-5     | 3.60  | 0.90 | 0.57 | 0.018 | 0.048 | 3.91  |
| M-6     | 3.28  | 3.50 | 0.63 | 0.010 | 0.051 | 4.46  |

### 2. - Técnica metalográfica empleada.

La técnica metalográfica empleada en estas fundiciones fue un pulido mecánico en disco giratorio, a 80 rpm, con paño sin pelo, realizando una presión uniforme y pequeña. La cantidad de alúmina de  $1\mu\text{m}$  de tamaño que se aplicó fue de 1 a 2 gotas con lubricación de agua por goteo de aproximadamente 30 gotas/min.

Para la realización del pulido mecánico se colocó la probeta en el paño de tal manera que la superficie total de la probeta hiciera contacto con la alúmina aplicando una presión pequeña

e inmediatamente retirarla para girarlas y continuar el pulido.

Sobre las superficies obtenidas por pulido mecánico se observa, en el microscopio las porosidades y las inclusiones no metálicas.

Para el análisis de las diversas fases que constituyen la microestructura se alternó un pulido mecánico con un ataque químico con nital al 2% para la identificación de las fronteras de grano y para la obtención de microfotografías libres de rayas.

El proceso de pulido mecánico-químico se realizó de la siguiente manera:

a).- Práctica del pulido mecánico con las especificaciones antes mencionadas.

b).- Se introdujo la probeta en un recipiente con nital al 2% durante 5 segundos.

c).- Se llevó bajo un chorro de agua para detener el ataque.

d).- Se introdujo en un recipiente con agua caliente, para eliminar los restos de reactivo que pudiera haberse absorbido en el grafito.

e).- Se introdujo la probeta en un recipiente con alcohol con el fin de eliminar el agua que se introdujo en el grafito.

f).- Se secó la superficie por medio de un chorro de aire caliente.

g).- Se llevó la muestra al microscopio para su observación.

Este mismo proceso se llevó a cabo dos veces reduciendo la segunda a la mitad de tiempo empleado en la primera, con el

fin de reducir la distorsión de la microestructura producida durante el pulido.

### 3.- Técnica fotográfica empleada.

La técnica utilizada para obtener las microfotografías que aparecen en este trabajo de tesis fue por medio de la llamada técnica de la metalografía óptica la cual se realiza mediante una cámara modelo Leica DBP, marca Ernest Leitz GMBH, Wetzlar, Alemania, montada sobre un microscopio metalográfico modelo Epivert, marca Ernest Leitz GMBH, Wetzlar, Alemania. La película que se utilizó fue una película Kodak Plus-X Pan de 125 ASA, y se imprimió en papel Kodabronide F-3.

### 4.- Reconocimiento de estructuras

Dentro de la información escrita como introducción se define el concepto de carbono equivalente (C.E.), cada vez que se observe el porcentaje de carbono como %C dentro de la discusión realizada se deberá de entender que se refiere al porcentaje de carbono equivalente.

#### A). Probeta M1.

Los valores del %C para las probetas M1 y M2 muestran ser fundiciones hipoeutécticas.

El efecto del carbono sobre la microestructura es patente en las hojuelas de grafito cortas y delgadas, como se puede observar en las microfotografías correspondientes a esta muestra. La cantidad estimada de grafito tipo A es de aproximadamente del 20% .

El carbono se encuentra distribuido uniformemente en toda la pieza por lo que le confiere buenas propiedades mecánicas, aunque existen zonas muy marcadas de perlita como se puede observar en la microfotografía No. 1 y 2, la cual tiene una dureza de 320 Brinell.

El azufre aparece en cantidades normales. Pero, en

comparación con las cantidades de las demás probetas el valor es alto lo cual lo contrarresta el contenido de fósforo. Debido a la presencia de Mn y de S en grandes cantidades es posible observar en la microfotografía No 3, inclusiones de MnS en color gris más o menos claro.

En las microfotografías No. 4, 5 y 6 podemos observar zonas con manchas oscuras debidas a la oxidación durante el pulido mecánico, dado que este material se oxida muy rápidamente.

#### B). Probeta M2.

La fundición de la probeta M2 contiene hojuelas de grafito mucho más grandes y delgadas que las del eutéctico M3, el tipo de grafito sigue siendo del tipo A el cual no está bien distribuido (en la microfotografía a X 100 se puede observar que en la parte inferior - izquierda hay más grafito que en la parte superior - derecha, en donde predomina la ferrita). También podemos observar en las microfotografías correspondientes a esta probeta que existen zonas con hojuelas muy largas y delgadas (microfotografía No. 1) y zonas donde no se observa el grafito como hojuelas (microfotografías No. 1, 2, 3, 4 y 5).

La cantidad de grafito estimada es del 25% en una matriz perlítica con dureza de 350 Brinell.

La menor participación de la perlita es debido a la pequeña cantidad de Mn en la composición química de esta probeta.

También puede observarse cantidades de ferrita con una dureza de 250 Brinell (microfotografía No. 6), así como algunas secciones de esteadita con durezas de 430 Brinell.

#### C). Probeta M3.

La matriz es perlita fina con una dureza de 300 Brinell teniendo un contenido medio de manganeso, el cual durante la solidificación es un formador de carburos y durante la reacción eutécticoide es un formador de perlita.

La ferrita que aparece en las microfotografías

correspondientes a esta probeta tiene una dureza de 250 Brinell.

El grafito presente en esta probeta es de tipo eutéctico medio en una cantidad aproximada del 20% del cual una parte es de formación subenfriada. Esto se puede observar en la microfotografía No 1. La participación del fósforo y el silicio es la menor que aparece en la tabla de composición, de manera que al disminuir la cantidad de estos grafitizantes existe la posibilidad de que se formen carburos.

#### D). Probeta M4.

Muestra grafito subenfriado de hojuelas muy largas y gruesas, pero, muy bien definidas. Ver microfotografía No. 1 y microfotografía No. 3.

La cantidad de grafito estimada es del 15%. Existen carburos en gran cantidad de dureza 330 Brinell, así como ferrita y esteadita. Ver microfotografía No. 3 y 2 respectivamente.

#### E). Probeta M5.

La matriz de esta estructura es perlítica con una dureza de 300 Brinell en la cual el grafito aparece en una cantidad del 10%. Ver microfotografía No. 2.

A esta fundición se le conoce como fundición de bajo Si debido a su cantidad relativamente pequeña de este aleante, el cual se sabe que proporciona un gran poder grafitizante a la fundición. Su ausencia produce la estructura resultante que tiende a ser de un aspecto moteado (microfotografía No. 1 y 2) y da lugar para que los elementos estabilizadores formen zonas de estructura típica de hierro blanco y zonas de estructura típica de hierro gris. Ver microfotografías 1, 2, 3, 4 y 5.

#### F). Probeta M6.

Las muestras analizadas son partes de barra redonda obtenidas por fundición. Esto hace que se establezca un

gradiente de temperaturas desde el borde a la superficie lo que junto con la pequeña cantidad de Si y la segregación de fósforo así como diferentes velocidades de enfriamiento hace que estos efectos generen heterogeneidades en la microestructura, obteniéndose una microestructura muy dispareja.

También aparecen algunas partes de ferrita, sobretodo en los bordes y algunas porciones de carburo.

El grafito esta presente en un 35%. Ver microfotografías 2, 3, 4, 6 y 7.

MICROFOTOGRAFÍAS CORRESPONDIENTES A LA MUESTRA M1



MICROFOTOGRAFIA No. 1 1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 2 1000 X



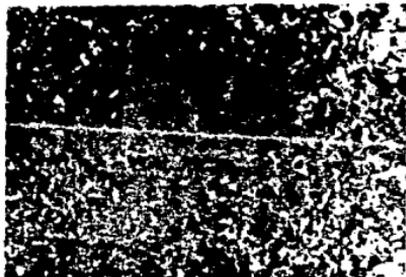
MICROFOTOGRAFIA No. 3 1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 4 500 X



MICROFOTOGRAFIA No. 5 500 X



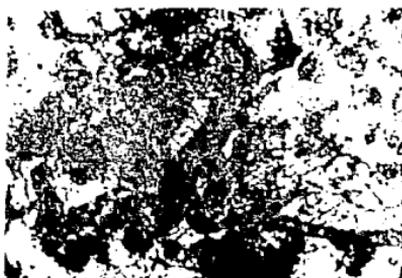
MICROFOTOGRAFIA No. 6 100 X

MICROFOTOGRAFÍAS CORRESPONDIENTES A LA MUESTRA M2



MICROFOTOGRAFIA No. 1

500 X



MICROFOTOGRAFIA No. 2

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 3

1000 X



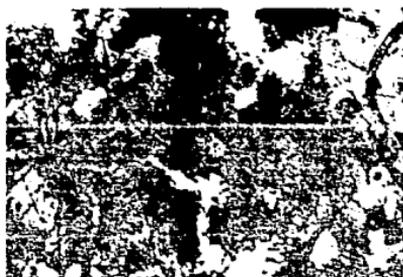
MICROFOTOGRAFIA No. 4

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 5

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 6

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 7

500 X



MICROFOTOGRAFIA No. 8

100 X

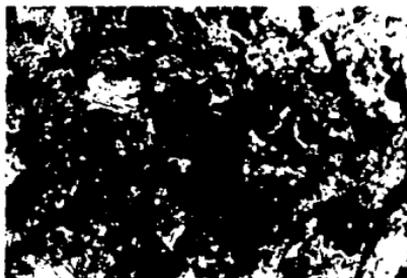
MICROFOTOGRAFÍAS CORRESPONDIENTES A LA MUESTRA M3.



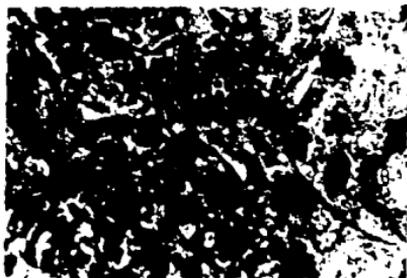
MICROFOTOGRAFIA No. 1 1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 2 1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 3 1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 4 500 X



MICROFOTOGRAFIA No. 5 500 X



MICROFOTOGRAFIA No. 6 100 X



MICROFOTOGRAFIA No. 7

100 X

MICROFOTOGRAFÍAS CORRESPONDIENTES A LA MUESTRA N.º.



MICROFOTOGRAFIA No. 1

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 2

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 3

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 4

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 5

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 6

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 7

1000 X

MICROFOTOGRAFÍAS CORRESPONDIENTES A LA MUESTRA M5.



MICROFOTOGRAFIA No. 1

1000 X



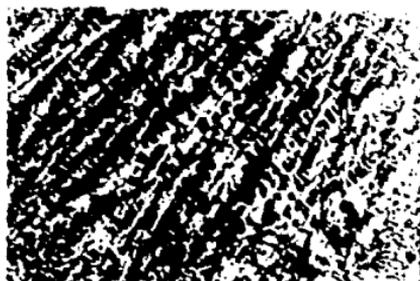
MICROFOTOGRAFIA No. 2

500 X



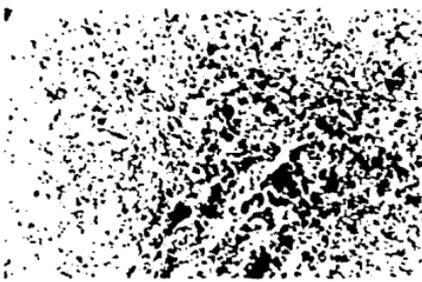
MICROFOTOGRAFIA No. 3

500 X



MICROFOTOGRAFIA No. 4

100 X



MICROFOTOGRAFIA No. 5

100 X

MICROFOTOGRAFÍAS CORRESPONDIENTES A LA MUESTRA M6.



MICROFOTOGRAFIA No. 1

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 2

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 3

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 4

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 5

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 6

1000 X



MICROFOTOGRAFIA No. 7

500 X



MICROFOTOGRAFIA No. 8

100 X

## 5. - Discusión de la relación Estructura - Composición Química.

En las aleaciones que muestran el efecto del carbono sobre las estructuras se consideran tres elementos químicos más, aparte del carbono, dado que éstos tienen un efecto determinante en la microestructura resultante.

En la formación de las estructuras metalográficas de las fundiciones grises, las condiciones que favorecen las reacciones eutécticas, son:

1. - Un alto contenido de C.E.
2. - Altos contenidos de silicio.
3. - Contenidos de cobre y níquel.
4. - Bajas velocidades de enfriamiento.
5. - Secciones gruesas.
6. - La existencia de elementos de inoculación.

Las probetas que se estudiaron fueron obtenidas directamente de colada y se supone que las velocidades de enfriamiento son tan lentas que es necesario seguir el diagrama hierro-grafito.

Para los resultados microestructurales se deben de tomar las características de la probeta M3 por tener una composición eutéctica, tomándose como punto de comparación.

### ALEACIONES QUE MUESTRAN EL EFECTO DEL CARBONO SOBRE LAS ESTRUCTURAS DE LAS PROBETAS DE HIERRO GRIS.

#### A). Probeta 1. (Ver microfotografías correspondientes).

La composición en C.E. de esta probeta indica que se trata de una aleación hipoeutéctica misma que sigue la siguiente historia de enfriamiento.

Cuando la composición se encuentra a una temperatura de 1250°C (2300°F) se inicia la solidificación del fundido saturado de hierro a una composición en carbono de 1.3%. A medida que la temperatura desciende, la aleación se hace cada vez más rica en carbono hasta alcanzar 1.98% C a una

temperatura de 1135°C (2075°F).

Hasta aquí la cantidad de austenita proeutéctica formada es del 81.6% y la cantidad de líquido por transformar es del 48.4%. Mismo que al disminuir la temperatura sufrirá una reacción eutéctica formándose austenita y grafito. La austenita resultante, con la continua disminución de la temperatura, pierde carbono hasta alcanzar 0.69%, el cual se difunde hacia el grafito resultante de la reacción eutéctica.

Cuando la aleación se encuentra a una temperatura de 738°C (1360°F), la austenita alcanza esta composición en donde el grafito ocupa el 3.5% en peso de la aleación y la austenita restante sufre una reacción eutectoide para formar perlita.

Se considera que el azufre y el fósforo existen en cantidades que de alguna manera se contrarrestan. No siendo para el silicio presente que se encuentra en cantidades mayores que en las demás probetas y en contraste existe un mínimo de carbono combinado. Aunque el silicio y la alta temperatura de solidificación favorezcan la grafitización, esto no es suficiente para grafitizar la cementita proeutectoide, existiendo una matriz perlítica con pocas zonas donde se muestra el carbono grafitizado.

Por otro lado, el exceso de manganeso presente en esta probeta forma carburo de manganeso ( $Mn_3C$ ) que de alguna manera es un estabilizador en la transformación eutectoide. Debido a la cantidad de fósforo y ferrita es posible que esté presente el eutéctico binario conocido como esteadita. También se forma sulfuro de manganeso ( $MnS$ ) el cual por tener un punto de solidificación muy alto aparece como pequeños puntos grises rodeados de esteadita.

La estructura resultante tendrá poco grafito presente en forma de hojuelas, cementita proeutectoide, carburo de manganeso (Partes blancas un poco manchadas), esteadita e inclusiones de sulfuro de manganeso en una matriz perlítica.

B). Probeta 2. (Ver microfotografías correspondientes).

Se sigue la misma historia que la probeta 1 excepto que la

aleación en solución líquida empieza la solidificación a 1180°C (2156°F) con 1.8% C soluble en austenita. Al llegar a 1130°C (2066°F) sufre la reacción eutéctica, constituyendo 1.94% de grafito y 12.4% de líquido por transformar.

La microestructura en esta probeta tenderá a tomar una estructura similar a la eutéctica disminuyendo la cantidad de carburos y esteadita. La grafitización aumenta debido a la cantidad de carbono tendiente a formar grafito eutéctico.

C). Probeta 3. (Ver microfotografías correspondientes).

A una temperatura arriba de 1130°C (2066°F) el carbono se encuentra completamente soluble en el hierro y al llegar a esta temperatura la aleación se mantiene constante en un determinado tiempo hasta que se lleva a cabo la reacción eutéctica dando lugar a la existencia de austenita y grafito eutécticos.

La austenita al llegar a la composición de 0.69% C y temperatura de 738°C (1360°F) sufre una reacción eutectoide dando lugar a la formación de perlita y grafito transformada. La cementita proeutectoide que pudo haberse formado durante el enfriamiento, por la presencia de manganeso que evitó su grafitización durante la reacción eutectoide, influyó para que la matriz fuera completamente perlítica.

La microfotografía resultante será grafito y algo de ferrita en una matriz de perlita.

D). Probeta 4. (Ver microfotografías correspondientes).

El C.E. indica que se trata de una fundición de aleación ligeramente hipereutéctica.

Esta aleación inicia su solidificación a 1230°C (2250°F) y al disminuir la temperatura se forman cristales de grafito proeutéctico hasta alcanzar 4.15% en donde, a 1130°C (2070°F), sufre la reacción eutéctica para formar 0.27% de grafito.

En esta probeta se manifiesta el máximo contenido de carbono, esperándose hojuelas de grafito muy grandes, producto

de la grafitización del carbono.

El  $Mn_3C$  y la esteadita puede encontrarse en la misma cantidad que en la probeta 1.

#### ALEACIONES QUE MUESTRAN EL EFECTO DEL SILICIO SOBRE LA ESTRUCTURA DE LAS PROBETAS DE HIERRO GRIS.

##### A). Probeta 5. (Ver microfotografías correspondientes).

Las probetas M5 y M6 tienen una cantidad mínima y máxima de silicio. Estas aleaciones muestran el efecto del silicio sobre la estructura de las fundiciones de hierro gris.

Las probetas 2 y 5 prácticamente tienen el mismo contenido de C.E. y una historia de enfriamiento similar.

El manganeso y el azufre se encuentran en proporciones recomendadas por las referencias en cantidades que contrarrestan los efectos de cada elemento de aleación.

Luego, la microestructura revelará algunas porciones de carburos teniendo en cuenta que el silicio está presente en cantidades pequeñas cosa que favorece a la acción estabilizadora. Por consecuencia, debe ser la única probeta en donde el carburo exista en mayores cantidades.

##### B). Probeta 6. (Ver microfotografías correspondientes).

Esta probeta al igual que la M5, coincide en C.E. con la M4 y ambas son hipereutécticas. Así, se puede hacer la diferencia de efectos del C y el Si correspondiente.

El silicio tiene una mayor participación y es de esperarse que tenga el mayor poder grafitizante que en las demás composiciones y por ende la probeta que presenta mayor cantidad de grafito en forma de hojuelas así como algo de grafito en nódulos.

También es de esperarse que exista  $FeS$  y algo de esteadita.

### III. CONCLUSIONES.

Una dificultad que se presenta en el análisis de la microestructura resultante debido a los aleantes es la existencia de distribuciones diferentes de grafito en una misma pieza y las pequeñas porciones que se examinan con el microscopio no pueden representar el conjunto de toda la pieza. Estas distribuciones diferentes se intensifican mucho cuando son distintas las condiciones de solidificación de una parte a otra de la pieza, bien por diferencia de espesores o de conductividad térmica de las superficies en contacto del molde con el metal líquido. Hecho que justifica la obtención de microfotografías en diferentes puntos de la probeta. Si se quisiera obtener un catálogo lo más completo posible de por lo menos estas seis probetas el estudio respectivo resultaría más completo.

Por otro lado, a las fundiciones una vez pulidas y atacadas se deben de analizar bajo el microscopio de la manera más rápida posible debido a que las hojuelas de grafito absorben agua y al contacto con el oxígeno se oxidan superficialmente proporcionando observaciones erróneas de la microestructura.

Existen películas especiales para proteger la superficie si se requiere conservar las probetas para un análisis posterior.

El pulido en tiempos demasiado grandes arranca las inclusiones de la probeta por lo cual se recomienda pulir durante 2 hrs aproximadamente, en caso contrario si se pule más allá de este tiempo se corre el riesgo del arranque de inclusiones, grafito y la aparición de porosidades irregulares.

IV. - REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.

ESTA ES LA BIBLIOTECA  
NO SE SALE

- 1.- Aguilar, Jack Nyrup.  
"La desulfurización del hierro y acero. un problema México y su solución práctica".  
Ed. Metaloides, S.A. Puebla, Puebla. México. Pag. 390 a 411. 1984.
- 2.- Askeland, Donald R.  
"The science and engineering of materials".  
Cast Irons. Ed. Brooks/Cole Engineering Division. Pag. 390 a 411. 1979.
- 3.- Avner, Sydney H.  
Introducción a la metalurgia física.  
Ed. Mc Graw-Hill. México, Guatemala, Lisboa, Madrid, Nueva York. 1985.
- 4.- Calvo, Felipe A.  
"Metalografía práctica".  
Ed. Alhambra, S. A. México. Pag. 114 a 118. 1980.
- 5.- Cobarrubias, Eduardo Valdes y Pecina Moreno, Alberto.  
"Relación de parámetros microestructurales y físicos con la resistencia a la fatiga térmica en algunos hierros grises".  
Ed. Centro de graduados e investigación, Instituto Tecnológico de Saltillo, Saltillo Coahuila, México. Pag. 25 a 45. 1985.
- 6.- Colpaert, Hubertus.  
"Metalografía Dos produtos Siderurgicos Comuns".  
Ferros fundidos comuns. Instituto de Pesquisas Tecnológicas.  
Edgard Blücher Editor. São Paulo, Brasil. Pag. 317 a 393. 1983.
- 7.- Flinn, Richard A. y Trojan, Paul K.

"Materiales de ingeniería y sus aplicaciones".

Ed. Mc Graw-Hill. México, Guatemala, Lisboa, Madrid, Nueva York, 1987.

8.- Francis, Benjamin.

"Heterogeneous Nuclei and Graphite Chemistry in Flake and Nodular Cast Iron". Volumen 10 A, Pag. 21 a 31.

Trans. American Society for Metals and the Metallurgical Society of AIME. Volumen 10 A, Pag. 21 a 31. 1979.

9.- Grinberg, D.M.K. de.

"Principios de metalurgia".

(Manuscrito en preparación). México D.F., México. Pag. 190 - 204. 1990.

10.- Haduc, Zigmunt.

"Relación, estructura / propiedades de la fundición".

VII Encuentro de Investigación Metalúrgica.

Ed. Centro de Graduados e Investigación, Instituto Tecnológico de Saltillo, Saltillo Coahuila, México. pag. 213-251. 1985.

11.- Jimeno, Emilio y Modolell, Antonio.

"Estudio de la fundición gris y de diversas modalidades de aplicación".

Ed. Consejo Superior de Investigaciones Científicas.

premio "Francisco Franco" de Ciencias. Madrid, España. 1941.

12.- "Metals Handbook". Volumen 1.

Cast Iron. "Properties and Selection of Metals".

Ed. ASM, 8ª Edición, Ohio, U.S.A. Pag. 235 - 241 y 349 - 365. 1961.

13.- Metal Handbook. Vol. 5.

"Metallographic technique for steel castings and Metallographic technique for cast irons".

"Principles of technique selection in mechanical polishing".

- Ed. ASM. Ohio, USA. Pag. 86 - 93 y Pag. 37 - 47. 1973.
- 14.- "Metals Handbook". Volumen 6.  
Welding and Brazing. "Arc Welding of Metals Other Than Low-Carbon Steel" y "Arc Welding of Cast Irons".  
Ed. A.S.M., 8<sup>a</sup> Edición, Ohio, USA Pag. 1971.
- 15.- Metallurgical Services.  
"Technical information Set 4", Paginas 1 y 2, Specially of Reliant Works-Betchworth-Surrey-England. Betchworth 2364.
- 16.- Pecina Moreno, Alberto.  
"Inoculación de hierros grises con grafito laminar".  
Ed. Instituto Tecnológico Regional de Saltillo, C. R. E. G. I.  
T. Saltillo, Coahuila, México. Pag. 475 - 495, 1982.
- 17.- Quintero Nuñez, Margarito.  
"Efecto dual del azufre FeS en los hierros de fundición durante la nucleación del grafito laminar" (Tesis).  
Instituto de Investigaciones de Materiales de la UNAM, México, D.F. , México. 1985.
- 18.- Snyder, James J. y Lux, Andrew A.  
Metal Progress Vol. 134 No.7  
"Predicting Cast-Iron Machinability".  
Advanced Materials & Processes Inc. Cleveland, Ohio. Pag. 25 a 30. July 1988.
- 19.- Walton, Charles F.  
"Gray and Ductil Iron Castings Handbook".  
Ed. Gray and Ductil Iron Founders' Society Inc. U.S.A. 1971.