

T
669.95141
Z 41



ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL
DEPARTAMENTO DE INGENIERIA MECANICA

Estudio de los Cambios Estructurales en
Hierros Grises por medio de Inoculación

TESIS DE GRADO
Previa a la Obtención del Título de
INGENIERO MECANICO

Presentada por:

JUAN CARLOS ZEBALLOS GANDO

Guayaquil - Ecuador

1981

D-4071



BIBLIOTECA

AGRADECIMIENTO

A LA ESCUELA SUPERIOR
POLITECNICA DEL LITORAL.



D-4071

AL ING. IGNACIO WIESNER F,
DIRECTOR DE TESIS, POR
SU AYUDA Y COLABORACION
PARA LA REALIZACION DE
ESTE TRABAJO.

DEDICATORIA

A MIS PADRES

A MIS HERMANOS

A MI ESPOSA

A MIS HIJOS

CONTENIDO

	Pág.
CAPITULO I	
INTRODUCCION	1
CAPITULO II	
METALURGIA DE LOS HIERROS FUNDIDOS	4
A. Clasificación de los Hierros Fundidos como grupo.	4
B. Componentes estructurales de los Hierros Fundidos y formación de los mismos en la solidificación.	29
C. Influencia de la composición y velocidad de enfriamiento en la estructuras de los Hierros Fundidos.	45
CAPITULO III	
INOCULACION	51
A. Generalidades	51
B. Inoculación	56
C. Tamaño y Distribución de las láminas de Grafito.	61
D. Fenómenos de subenfriamiento que se pre- sentan en el proceso de solidificación de las fundiciones.	64
E. Inoculantes.	67
F. Técnicas del tratamiento de Inoculación.	68
F.1. Inoculación en la cuchara	68

	Pág.
F.2. Inoculación en el molde	69
CAPITULO IV	
TRABAJO EXPERIMENTAL	70
A. Consideraciones Generales	70
B. Inoculación en la planta	72
C. Toma de muestras	75
D. Análisis Químico	79
E. Análisis Metalográfico	86
E.1. Observación de microestructura	86
F. Ensayos mecánicos	89
F.1. Mediciones de número de dureza Brinell.	89
F.2. Ensayo de resistencia a la tracción.	89
G. Discusión de Resultados	90
CAPITULO V	
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	113
BIBLIOGRAFIA	114

CAPITULO I

INTRODUCCION

Haciendo un breve análisis histórico del sector de la fundición en nuestro medio cabe señalar que esta actividad se conocía ya desde el período precolombino, los comentaristas de indias señalaron que nuestros aborígenes poseían hornos de fusión donde trabajaban el cobre.

La fundición de ferrosos se inicia con la instalación de hornos de cubilote en los talleres de ferrocarriles del Estado en Durán se introdujo tecnología Inglesa de la cual se derivó lo que se podría llamar una Escuela de Fundidores Ferrosos, que se fueron estableciendo a través del tiempo como empresarios en la ciudad de Guayaquil.

Esta actividad empresarial fué floreciente en un tiempo en razón de ser el sosten de la incipiente industria de bienes de capital. Mas sin embargo en los últimos 20 años ha tenido una notable disminución su producción, han concurrido muchos factores para que se dé este fenómeno, entre los que solo anotaremos los siguientes: El sector industrial en las dos últimas décadas ha hecho adquisición de maquinaria nueva, la que sus partes son fabricadas con materiales nuevos y mejorados y como contraporte el sec-

tor de la fundición se ha mantenido con las mismas tecnologías.

Esto ha traído como consecuencia que la industria exija de los fundidores materiales con calidades que no pueden cumplir.

A fin de suplir esta deficiencia este trabajo trata de dar un aporte tecnológico dando a conocer una técnica que permite producir hierro gris con propiedades requeridas en piezas de maquinaria sujetas a los más críticos esfuerzos.

El mismo método da oportunidad de hacer colado de piezas de diferente tamaños y espesores y sin embargo obtener materiales de similares características, lo cual minimiza el problema de producción de piezas miscelaneas.

También posee la siguiente ventaja los hierros más susceptibles ha aceptar el cambio de estructura por inoculación son aquellos que poseen más bajo carbono equivalente, dando oportunidad de usar cargas de acero en el horno de fusión lo cual disminuye costos.

Los materiales inoculantes no aportan un gasto mayor en la producción, puesto que las cantidades usadas en el proceso no sobrepasan el 0.30% del peso de metal tratado.

El proceso en sí, que consiste en inyectar el material inoculante

(ferro-silicio, calcio-silicio o mezclas de ellos) en el metal líquido a temperatura cercana a 1.400°C , creando centros de nucleación de grafito eutéctico, lo cual afina la estructura e impide la formación de carburos, no requiere de equipo adicional, y su aplicación es muy sencilla.

Durante la experimentación, hecha en talleres e industrias de nuestro medio, se ha tenido que ir solucionando problemas dados por las condiciones, a veces precarias, con las que se desenvuelve el sector; pero ha quedado demostrado que los beneficios que de su aplicación se haga, redundarán en la calidad y mejoramiento de propiedades mecánicas de la producción de fundiciones ferrosas, tales como: hierro gris, hierro nodular y meehanite.

CAPITULO II

METALURGIA DE LOS HIERROS FUNDIDOS

A. CLASIFICACION DE LOS HIERROS FUNDIDOS COMO GRUPO.

Los hierros fundidos combinan un amplio rango de útiles propiedades de Ingeniería con la versatilidad de los procesos de fundición. Partes de piezas fundidas en hierro pueden ser tan pequeños como una moneda de 20 centavos ó tan grandes como pesar 100 toneladas. Pueden ser muy simples ó muy complejos como blocks de motores, cigueñales y carcazas de turbinas y pueden proveer buen funcionamiento en muchas exigencias ambientales.

Los hierros fundidos forman un grupo de aleaciones, que consisten esencialmente de hierro, carbono y silicio, y pueden contener adicionalmente cantidades menos significativas de azufre, manganeso y fósforo. Pueden ser empleados elementos de aleación adicionales, tales como, cromo, molibdeno, níquel y otros, para aplicaciones especiales.

Aún cuando el acero podría entrar en la amplia definición anterior, los hierros fundidos ó hierros colados como se los llama, se distinguen de los aceros porque los productos terminados siempre son; primero, producidos por el proceso de vaciado, segundo, contienen cantidades apreciables de silicio y tercero, contienen carbono eutéctico.

En otras palabras, la concentración de carbono está arriba del 2% en los hierros fundidos, mientras en los aceros está abajo de este valor. El silicio, que es un elemento necesario en los hierros fundidos, tiene la función única de reducir la estabilidad del carburo de hierro y promover la formación elemental de grafito.

Dependiendo de la composición del hierro, la concentración de silicio, y las condiciones bajo las que se permite la solidificación del hierro fundido, el producto solidificado puede ser hierro blanco, que contiene carbono eutéctico de la forma de cementita (carburo de hierro), en la forma de hierro gris, que contiene el carbono eutéctico como grafito.

El hierro blanco es empujado a veces en su forma de fundido, aprovechando su gran dureza ó puede ser revenido para convertirlo en hierro maleable, en cuyo caso el carburo de hierro o cementita, a la presencia de silicio, se descompone para producir nódulos de grafito llamados "carbono revenido" (temper - carbón).

En los hierros grises el grafito se presenta como escamas, pero por medio de un control apropiado, las escamas o láminas - pueden ser modificadas en tamaño y forma y aún es posible que el grafito se forma en esferillas, en casos especiales.

A.1. CLASIFICACION

Abundando en los conceptos anteriores sobre los tipos de hierro conocidos hasta el momento se puede manifestar que la mejor manera de clasificar las fundiciones es en función de su estructura metalográfica.

Al estudiar las distintas morfologías microestructurales hay que considerar cuatro variables que influyen poderosamente en su formación a saber: el contenido de carbono, el contenido en elementos de aleación y en impurezas, la velocidad de enfriamiento durante y después de la solidificación, y el tratamiento térmico que reciben posteriormente.

Estas variables determinan la condición y forma física del carbono. Este puede encontrarse en la fundición - combinado con el hierro en forma de cementita, ó bien libre en forma de grafito. La forma y distribución de las partículas de carbono libre influyen considerablemente en las propiedades físicas y comportamiento mecánico de la fundición. Los distintos tipos de las mismas son las siguientes: Fundiciones Blancas, Fundiciones Maleables, Fundiciones Grises y Fundiciones Modulares. A continuación se comentará más ampliamente de cada una de ellas.

A.1.a. FUNDICIONES BLANCAS.

En las cuales todo el carbono se encuentra combinado bajo la forma de cementita. Las transformaciones que conducen a la formación de la fundición blanca, durante la solidificación y posterior enfriamiento se explican por el diagrama metaestable hierro-carbono.

Todas las fundiciones blancas son aleaciones hipoeutéctoides, y las transformaciones que tienen lugar durante su enfriamiento son análogos a las de una aleación de 2,50% de carbono que se explica a continuación.

Esta aleación a la temperatura correspondiente al punto X1 de la figura #1, está constituida por una solución líquida homogénea de carbono en hierro líquido, permaneciendo en este estado hasta que, al descender la temperatura, su ordenada corta en X2 a la línea de líquidos. En ese instante comienza la solidificación, precipitándose cristales de austenita de alrededor de 1% de carbono.

Al descender la temperatura, los nuevos cristales de austenita primaria que se precipitan tienen cada vez más carbono, y su composición viene marcada por la línea de sólidos, la cual recorre en dirección a C. Al mismo tiempo, el líquido va aumentando cada vez más riqueza de carbono, según las composiciones indicadas por la línea de líquidos, la cual recorre en dirección a E.

A la temperatura de formación del eutéctico, 1.129°C , la aleación está formada por dendritas de austenita, con un contenido en carbono 2% y por una solución líquida de 4.3% de carbono. La cantidad de líquido presente es igual a $\frac{(2.5 - 2.0)}{(4.3 - 2.0)} \times 100$ es decir un 22% del peso total de la aleación. En este momento todo el líquido solidifica a temperatura constante de acuerdo con la reacción eutéctica; obteniéndose una mezcla eutéctica formada por cristales de austenita y cementita conocida como ledeburita.

Como la reacción se verifica a temperaturas relativamente elevadas, la ledeburita aparecerá como una mezcla basta, en vez de presentar el

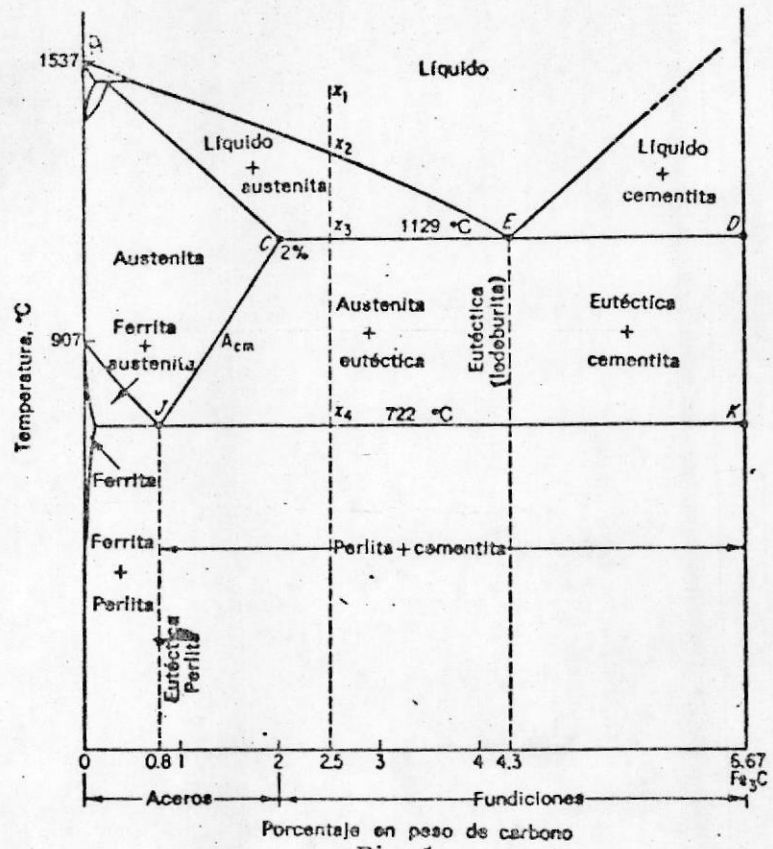


Fig.1

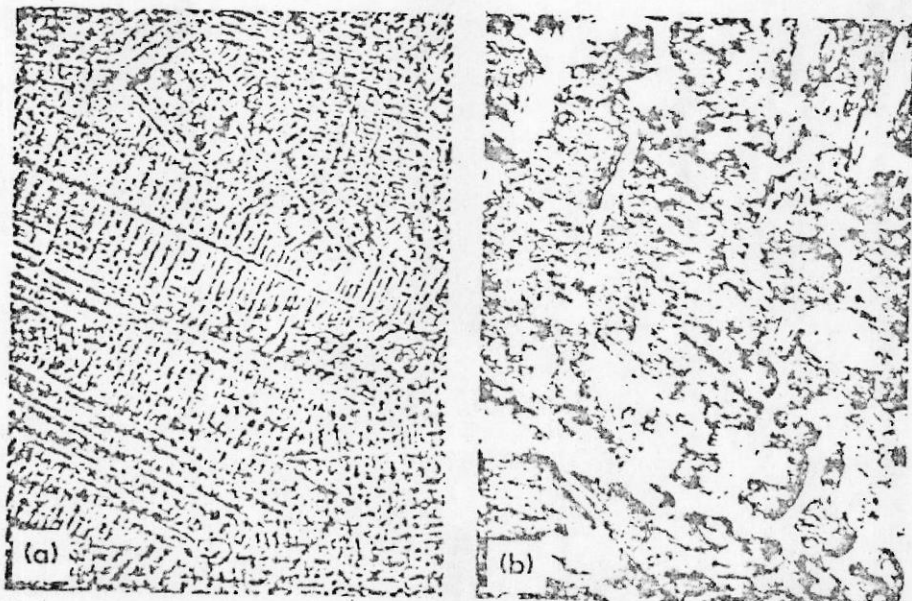


Fig.2.-Fundición Blanca

aspecto fino, típico de muchos eutécticos. No es raro que la ledeburita se separe totalmente, agregándose la austenita eutéctica a las dendritas de austenita primaria y quedando libre capas relativamente grandes de cementita.

Al ir disminuyendo la temperatura entre X3 y X4, la solubilidad del carbono en la austenita decrece, tal como indica la línea CJ de los puntos - Acm. Esto origina la precipitación de cementita ya formada. A la temperatura eutectoide, el resto de la austenita cuyo contenido en carbono es 0,8% y que representa un $\frac{(6,67 - 2,5)}{(6,67 - 0,8)}$ ó 70% de la aleación, se transforma isotérmicamente, de acuerdo con la reacción eutectoide, en perlita. Durante el posterior enfriamiento a la temperatura ambiente, la estructura permanece sustancialmente invariable.

La figura 2a muestra la microestructura típica de las fundiciones blancas, la cual está formada por dendritas de austenita transformada (perlita), en un matriz blanca de cementita.

Se sabe muy bien que la cementita es un compuesto intersticial duro y frágil. Como la red interdendrítica continúa de la fundición blanca - contiene cantidades relativamente grandes de cementita, esta fundición se caracteriza por su dureza y resistencia al desgaste, siendo sumamente quebradiza y difícil de mecanizar.

Esta fragilidad y falta de maquinabilidad limita la utilización industrial de las fundiciones "totalmente blancas", quedando reducido su empleo a aquellos casos en que no se requiere ductibilidad como en las camisas interiores de las hormigoneras, molinos de bolas, y en las boquillas de extrusión. También se utiliza en grandes cantidades, como material de partida, para la fabricación de fundición maleable.

A.1.b. FUNDICIONES MALEABLES.

En las cuales la mayoría ó todo el carbono se encuentra sin combinar, formando partículas redondeadas de forma irregular conocidas como "carbono revenido". Esta estructura se obtiene al tratar térmicamente las fundiciones blancas.

En la fundición maleable como anteriormente hemos indicado, la cementita (carburo de hierro) es en realidad una fase Metaestable, ya que presenta tendencia a descomponerse en hierro y carbono, pero que en condiciones normales conserva indefinidamente su forma original.

Hasta ahora hemos considerado a la cementita como una fase estable; sin embargo, la tendencia que presenta a dejar en libertad carbono constituye la base de la fabricación de la fundición maleable.

La reacción $\text{Fe}_3\text{C} = 3\text{Fe} + \text{C}$ se ve favorecida por las altas temperaturas, por la presencia de impurezas sólidas no metálicas, por contenidos de carbono más elevados y por la existencia de elementos que ayudan a la descomposición de la Fe_3C .

La figura #3 muestra el diagrama hierro-carbono correspondiente al sistema metaestable, sobre el que se han dibujado de trazos las líneas de transformación correspondiente al sistema estable hierro-carbono (grafito).

La maleabilización tiene por objeto transformar todo el carbono que en forma combinada contiene la fundición blanca, en nódulos irregulares de carbono de revenido (grafito) y en ferrita ó - perlita. Industrialmente este proceso se realiza en dos etapas de revenido.

Las fundiciones blancas que mejor se prestan a su transformación en fundiciones maleables son aquellas cuya composición química se encuentra entre los límites siguientes:

	Porcentaje
Carbono	2,00 - 2,65
Silicio	0,90 - 1,40
Manganeso	0,25 - 0,55
Fósforo	Menos de 0,18
Azufre	0,05 - 0,18

En la primera fase del revenido, la fundición blanca se calienta lentamente a una temperatura comprendida entre 840° y 980°C. Durante este período, la perlita se transforma en austenita al alcanzar la línea crítica inferior y, a medida que aumenta la temperatura, la austenita

nita formada disuelve algo más de cementita.

En el diagrama de la figura #3 (de hierro blanco) vemos que en el sistema metaestable la austenita puede disolver más carbono que en el estable. Por tanto, existe una fuerza directriz más que hace que el carbono se precipite fuera de la austenita en forma de grafito libre.

La precipitación inicial de un núcleo de grafito deja la austenita sin carbono, por lo que se disuelven nueva deposición de carbono sobre los núcleos de grafito ya formados. Los núcleos de grafito crecen aproximadamente a la misma velocidad en todas las direcciones, adoptando la forma final de módulos irregulares más o menos esféricas, denominados normalmente carbono revenido, (figura #4a).

La fundición blanca se mantiene a temperatura en esta primera fase del recocido, hasta que todos los carburos grandes se han descompuesto. Como la grafitización es un proceso relativamente lento, la fundición debe mantenerse a temperatura por lo menos durante 20 horas, y si la

carga a tratar es grande puede requerir hasta tres veces más de tiempo de tratamiento.

La estructura al final de esta primera fase de grafitización está formada por nódulos de carbono revenido distribuidos por toda la matriz de austenita saturada. Al descender lentamente la temperatura, como la solubilidad del carbono en la austenita disminuye, se precipitan de la austenita nuevas cantidades de carbono.

La segunda fase del recocido consiste en un enfriamiento muy lento al atravesar la zona crítica en que tiene lugar la reacción eutécticoide. Esto permite a la austenita descomponerse en las fases estables de ferrita y grafito. Una vez realizada la grafitización, la estructura no sufre ninguna nueva modificación durante el enfriamiento a temperatura ambiente, quedando constituida por nódulos de carbono revenido en una matriz ferrítica (figura # 4b.). Este tipo de fundición maleable se denomina normal o ferrítica.

Bajo la forma de nódulos compactos, el carbono

revenido no rompe la continuidad de la matriz ferrítica tenáz, lo que da lugar a un aumento de la resistencia y de la ductilidad con relación a los valores que presenta la fundición gris. Los nódulos de grafito también sirven para lubricar las herramientas de corte, lo que explica la maquinabilidad tan elevada de la fundición maleable.

Esta fundición ha sido utilizada en la fabricación de muchas piezas de material automóvil, ferroviario y de maquinarias agrícolas; en las juntas de dilatación de parapetos de los puentes; en los montocargas de cadenas; en las garniciones de las tuberías, así como en muchas aplicaciones de uso general.

A.1.c. FUNDICIONES GRISES.

Caracterizadas porque en ellas la mayor parte o todo el carbono se encuentra libre, formando láminas de grafito. La tendencia natural a la formación de cementita en la solidificación de hierros colados se controla eficazmente por observación de la composición de la aleación y las velocidades de enfriamiento. La mayoría

de las fundiciones grises son aleaciones hipoeutéticas que contienen entre 2,5 y 4% de carbono.

Al solidificar estas aleaciones, lo primero que se forma es austenita primaria, apareciendo por primera vez carbono combinado al verificarse la reacción eutéctica a 1.129°C . El proceso de grafitización se realiza con mayor facilidad si el contenido de carbono es elevado, las temperaturas elevadas y si la cantidad de elementos grafitizantes presentes especialmente el silicio, es la adecuada.

Experimentalmente se ha comprobado que mediante un control conveniente de los factores citados, se logra que la aleación obedezca al diagrama estable hierro-grafito (figura #3), formándose en el enfriamiento a la temperatura eutéctica, 1.134°C , austenita y grafito.

Sea como fuere, la cementita que se forma grafitizará rápidamente. El grafito adopta la forma de numerosas laminillas curvadas, y generalmente alargadas, que son las que proporcionan a la fundición gris su característica fractura -

grisácea o negruzca (figura # 5).

En el enfriamiento continuo, al disminuir la solubilidad del carbono en la austenita, se produce una nueva precipitación de carbono, el cual lo hace en forma de grafito o de cementita proeutectoide, que grafitiza rápidamente.

La resistencia a la tracción de las fundiciones grises es función, casi por completa, de la estructura de la matriz, en la que se encuentra embebido el grafito, dependiendo dicha estructura en gran parte de la condición de la cementita eutéctode.

Si la composición y la velocidad de enfriamiento son tales que la cementita eutéctode también se grafitiza, la matriz presentará entonces una estructura totalmente ferrítica. Por el contrario, si se impide la grafitización de la cementita eutéctode, la matriz puede variar de perlita pura a ferrita prácticamente pura también, pasando por una serie de mezclas de perlita y ferrita en distintas proporciones.



Fig.5.-Fundición Gris



Fig.6.-Fundición Gris con
ataque de nital al 2%

La fundición gris constituída por una mezcla de grafito y ferrita es la más blanda y la que menor resistencia mecánica presenta; la resistencia a la tracción y a la dureza aumenta con la cantidad de carbono combinado que existe, alcanzando su valor máximo en la fundición, gris perlítica. La figura #6, muestra la microestructura de una fundición gris cuya matriz es casi totalmente perlítica. Es de hacer recalcar en este momento la gran influencia de silicio como componente de los hierros grises.

El silicio es un elemento sumamente importante en la metalurgia de la fundición gris. Aumenta la fluidez y retarda la solidificación de la aleación fundida. Desplaza hacia la izquierda la composición eutéctica, aproximadamente un 0,30% de carbono por cada 1% de silicio, lo que disminuye la temperatura de comienzo de solidificación de la aleación.

Al aumentar el contenido de silicio de la fundición disminuye la extensión del campo austenítico, baja el contenido de carbono de la composición eutécticoide y la transformación eutéct-

toide se verifica en un intervalo más amplio.

El silicio es un elemento grafitizante, y si este efecto no se contrarresta por la presencia de elementos formadores de carburos, favorece la solidificación de la aleación según el sistema hierro-grafito estable. Por tanto, si la aleación contiene silicio, durante la solidificación el carbono precipita en forma de láminas de grafito primario, las cuales una vez formadas, no pueden alterarse por ningún procedimiento.

Estas láminas, poco resistentes, rompen totalmente la continuidad la matriz, y el efecto de entalla a que dan lugar sus extremos es la causa de la poca resistencia de la tracción y baja ductilidad de la fundición gris. Para que grafiticen la cementita eutéctica y la proeutéctoi-
de, aunque no la eutéctoi-
de, y obtener una estructura final perlítica hay que controlar cuidadosamente el contenido de silicio y la velocidad de enfriamiento.

A.1.d. FUNDICIONES NODULARES.

En las cuales mediante la adición de elementos de especiales se logra que el carbono quede en su mayor parte sin combinar y adopte una forma esferoidal compacta. Esta estructura difiere de la fundición maleable en que se obtiene directamente en la solidificación y en que las partículas carbono son de forma mas regular.

Este tipo de fundición, denominada también fundición dúctil, fundición con grafito esferoidal, se caracteriza porque en ella el grafito aparece en forma esferoidal ó de glóbulos minúsculos. Al encontrarse el carbono en forma esferoidal, la continuidad de la matriz se interrumpe mucho menos que cuando se encuentra en forma laminar; esto da lugar a una resistencia gris ordinaria.

La fundición nodular se diferencia de la fundición maleable en que normalmente se obtiene directamente en bruto de fusión sin necesidad de tratamiento térmico posterior. Además los nódulos presentan una forma más esférica que los aglomerados de carbono de revenido, más o menos irregulares, que aparecen en la fundición malea-

ble (figura # 7).

El contenido total de carbono de la fundición es igual al de la fundición gris. Las partículas esferoidales de grafito se forman durante la solidificación, debido a la presencia de pequeñas cantidades de algunos elementos de aleación formadores de nódulos, normalmente magnesio y cerio, los cuales se adicionan en la olla de transferencia antes de pasar el metal a los moldes, como estos elementos presentan una gran afinidad por el azufre, el contenido en este elemento de la fundición base debe ser inferior a 0,015% para que el tratamiento sea efectivo.

La cantidad de ferrita presente en la matriz en bruto de colada depende de la composición y de la velocidad de enfriamiento. Las fundiciones nodulares, cuya matriz presenta como máximo un 10% de perlita, se denominan fundiciones ferríticas (figura # 8). Esta estructura es la que proporciona la máxima ductilidad, tenacidad y maquinabilidad.

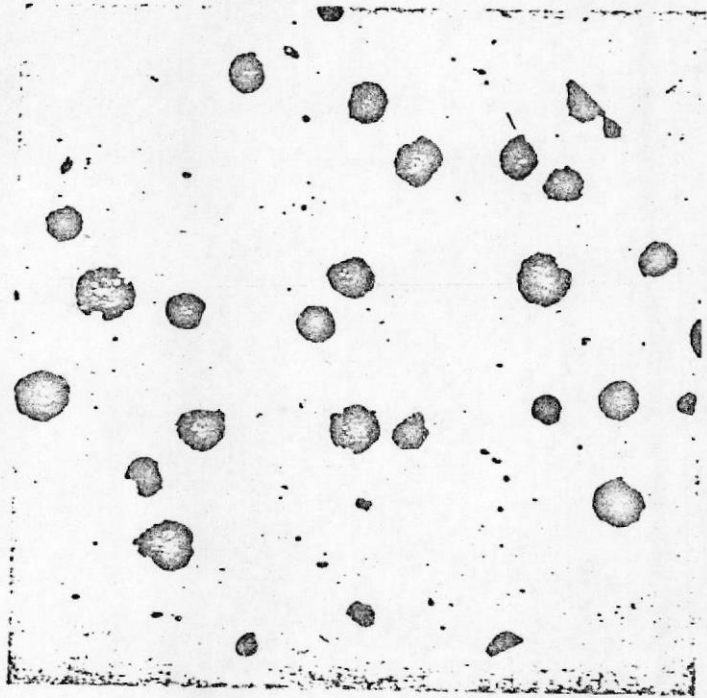


Fig.7.-Fundición Nodular sin atacar X125

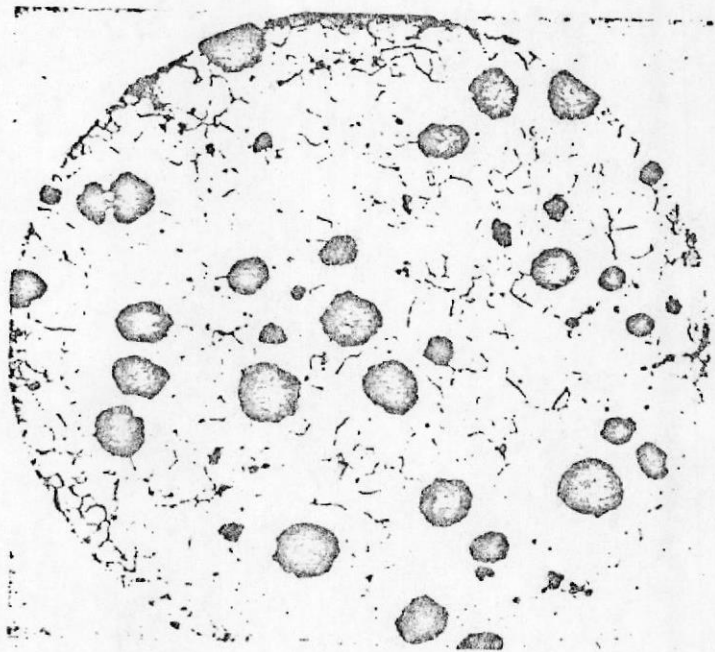


Fig.8.-Fundición Nodular Ferrítica atacada con 2% X125.

Estas fundiciones, bien en bruto de fundición o tras haber sufrido un normalizado, pueden presentar también una matriz constituída en gran parte por perlita. El normalizado se realiza calentando el material a una temperatura comprendida entre 870° y 898°C y dejándolo enfriar al aire.

Las fundiciones perlíticas (figura # 9) presentan mayor resistencia, pero menos ductibilidad que las ferríticas. Calentando la fundición a temperaturas entre 870° y 926°C y enfriándola seguidamente en agua o en aceite se obtiene una matriz martensítica. Estas estructuras de temple suelen someterse después a un revenido para conseguir que el material quede con la resistencia y dureza que se deseen.

Las fundiciones austeníticas se caracterizan por retener, debido a ser de alta aleación, su estructura austenítica hasta temperaturas por lo menos de 60°C . Este tipo de fundición ofrece gran interés por presentar una resistencia a la corrosión relativamente elevada y una buena resistencia al creep a temperaturas elevadas.

HIERRO PUELADO Y FUNDICION DE HIERRO



Fig.9.-Fundición Nodular Perlítica atacada
con Nital al 2% X500.

La fundición nodular se utiliza ampliamente en las diversas ramas de la industria, y entre sus aplicaciones más importantes podemos citar: en la industria de maquinarias agrícola interviene en la fabricación de piezas de tractores y aperos agrícolas, en la industria automotriz se emplea en la fabricación de cigueñales, pistones y culatas; en la construcción de accesorios eléctricos, cajas de cambio y carcasas de motores.

En la industria de la minería se emplea en la fabricación de tambores de gruas, poleas matrices, volantes y jaulas de montocargas; en la industria siderúrgica se utiliza para cilindros de laminar, perfiles y chapas; en la fabricación de estampas y matrices para la obtención de llaves inglesas, palancas, empuñaduras, tornillos de banco, manguitos, portaherramientas y matrices diversas para la estampación de piezas de acero, aluminio, latón, bronce y titanio.

B. COMPONENTES ESTRUCTURALES DE LOS HIERROS FUNDIDOS Y FORMACION DE LOS MISMOS EN LA SOLIDIFICACION.

El análisis microestructural de los materiales se efectúa por medio del examen microscópico, el cual permite determinar la naturaleza, morfología, dimensiones, cantidad y distribución de los constituyentes, procura los datos indispensables para diagnosticar y predecir el comportamiento de un elemento mecánico.

La composición química por si sola no puede, casi nunca, constituir un elemento seguro de valoración de la calidad de un material metálico. En realidad esto depende no solo del análisis químico, sino del historial metalúrgico, del trabajo mecánico, etc.; que contribuyen a determinar la estructura final y, en resumen, las características de los materiales metálicos.

La metalografía, o sea la identificación de estructuras por observación microscópica, ya no se considera solo como un instrumento de investigación, sino que ha llegado a ser un instrumento de control indispensable para las fundiciones en general y para la fundición en particular.

Esto se basa, especialmente, sobre la bien observada complejidad del proceso de solidificación de la fundición y en las consiguientes variedades de forma y de distribución que los diferentes constituyentes de su estructura pueden tener.

Mientras que el análisis químico nos informa que la composición de las fundiciones comprende dos elementos principales, el hierro y el carbono, el análisis microscópico nos demuestra que tales elementos pueden existir en la estructura de la fundiciones:

- a) En el estado libre (ferrita y grafito).
- b) Como compuestos químicos bien definidos (Fe_3C cementitas).
- c) Como soluciones sólidas de composición variable austenita y martensita).
- d) Como mezclas eutéctoides (perlita, sorbita, etc.).

En realidad, es típica la heterogeneidad de la estructura de las fundiciones en general, en la que los constituyentes fundamentales (grafito, cementita, ferrita y perlita) tienen origen independientes el uno del otro, sobre todo por el efecto de dos factores que determinan el estado final del carbono en aleación: composición química y velocidad de enfriamiento; además los tratamientos térmicos y en especial los de recocido pueden dar origen a constituyentes que confieren a la fundición características bien definidas.

A continuación se describen los diferentes constituyentes estructurales de las fundiciones, anticipando para algunos de

ellos indicaciones sobre el mecanismo de su formación.

B.1. FERRITA.

Normalmente se indica con el término "ferrita" el hierro que, como se sabe, cristaliza en sistema cúbico centrado en el cuerpo. Tal denominación se mantiene también cuando se hallan presentes en aleación otros elementos, como silicio y manganeso, que forman con el hierro soluciones sólidas, sin alterar el aspecto de los granos.

Este constituyente puede estar presente en la estructura de la fundición en cantidad variable. La velocidad de enfriamiento y el contenido de silicio son los factores que más influyen en la cantidad de ferrita.

En la estructura de la fundición enfriada muy lentamente ó con contenidos de silicio muy elevados, en relación con la velocidad de enfriamiento de las piezas, se pueden tener zonas de ferrita más o menos grandes. Tal ferrita se define como "ferrita libre" para distinguirla de la perlita, en la que se halla en forma de láminas alternadas con láminas de cementita. Las estructuras completamente ferríticas se obtienen normalmente solo mediante tratamiento térmico de recocido.

La ferrita es un constituyente relativamente flexible que los reactivos ácidos atacan debilmente, limitándose a poner en evidencia el contorno de los cristales. En el examen micrográfico esta se presenta clara y constituída por granos cuyos bordes tienen una forma irregular (figura # 10).

B.2. AUSTENITA.

La austenita está constituída de hierro, cuyo retículo cristalino es cúbico, de caras centradas, conteniéndo - carbono en solución sólida. Es estable sólo a temperatura superior a 723°C , pero puede ser estable a temperatura crítica en la que se produce la transformación.

El aspecto micrográfico de la austenita es similar de la ferrita. Sin embargo, en los aceros la distinción entre los dos constituyentes se hace muy fácil por observación de las uniones de los granos, rectilíneo en la austenita, irregulares en ferrita, como se ve claramente confrontando la micrografía de la figura # 10 con la # 11.

En la fundición, tal distinción esta menos cargada, pero se hace posible observando que mientras en la austenita los reactivos ácidos normales atacan toda la superficie de los cristales, coloreándola hasta el ennegrecimiento

en la ferrita el ataque se limita al borde de los granos.

La austenita estable a alta temperatura sufre durante el enfriamiento transformaciones que dan origen a estructuras de transición, que se exponen en el orden de su formación:

Perlita

Sorbita

Troostita

Bainita

Martensita

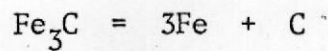
B.3. CEMENTITA:

La cementita ó carburo de hierro (Fe_3C) es un constituyente muy duro (entre 700 y 800 Brinell), que se forma durante la solidificación, dando lugar a la fundición blanca y se halla en la perlita en forma de láminas o de glóbulos.

El azufre, bismuto, nitrógeno, cobalto, magnesio, manganeso, cromo y vanadio tienen tendencia a hacer estable la cementita en la fundición. Se cree que ésta se combina parcialmente sin perder su individualidad con dichos elementos, formando carburos complejos de hierro,

manganeso, cromo, etcétera. Estos carburos son, en general mas duros y menos fusibles que la cementita.

Por el contrario, el silicio, titanio, aluminio, níquel e hidrógeno tienen tendencia a facilitar la descomposición de la cementita. Parece ser que estas sustancias actúan como catalizadores de la transformación de la cementita en hierro y carbono, según la reacción.



La cementita cristaliza en el sistema tetragonal; de acuerdo con el origen de formación de la cementita, desde el punto de vista metalográfico se conocen los siguientes tipos:

B.4. CEMENTITA PRIMARIA.

Características de las fundiciones hipereutécticas: se forma por separación directa del líquido al comienzo de la solidificación hasta la temperatura eutéctica. Se presenta en forma de manchas o agujas blancas (figura # 12).

B.5. CEMENTITA EUTECTICA.

Precipita del metal líquido a la temperatura eutéctica. Con la austenita forma el eutéctico "ledeburita". En la observación metalográfica este eutéctico que se considera un verdadero constituyente, aparece como una estructura punteada o estirada (figura # 12).

B.6. CEMENTITA SECUNDARIA.

Se separa de la austenita de temperatura eutéctica a la de ambiente y precipita de la cementita preexistente. Esta variedad de cementita no es, pues diferenciable de las otras variedades.

B.7. CEMENTITA EUTECTOIDE.

Es la que constituye la fase cementita de la perlita.

B.8. PERLITA.

La perlita es un constituyente formado por láminas de ferrita alternadas con láminas de cementita. Se presenta en condiciones normales de enfriamiento de las piezas.

En la observación en el microscopio, con poco aumento,

la perlita se presenta como un constituyente de color medio como puede verse en la microfotografía figura #13. Es el constituyente que confiere a la fundición óptimas características mecánicas y de resistencia al desgaste.

Cuando las láminas de cementita de la perlita se hallan en forma de pequeñas masas globulares ó de coalescencia, tienen la perlita globular que se reproduce en la figura # 14. La misma que se obtiene solo con tratamiento térmico.

B.9. EUTECTICOS FOSFOROSOS.

El fósforo se halla presente en la fundición como impureza ó como elemento de aleación; se combina con el hierro para formar fósforos de hierro. (Fe_3P). Aunque el fósforo es totalmente soluble en el hierro hasta el 2,5% el fósforo precipita durante la solidificación de la fundición.

El fosforo de hierro puede formar dos eutécticos. El primero, ternario, es una mezcla eutéctica de fosforo, cementita y austenita, conocida también como "esteadita"; en la estructura de la fundición va también acompañada de amplias zonas de cementita.

El segundo es un eutéctico pseudo-binario, que está constituido por una mezcla de fosfuro y austenita (figura # 15). Durante el enfriamiento, la austenita presente en los dos eutécticos, normalmente se transforma en perlita.

Los dos eutécticos fosforosos tienen un punto de fusión relativamente bajo (950), e igual que otras impurezas tienden a concentrarse en las últimas fracciones del líquido. Estos ocupan, pues, los espacios interdendríticos y entre los eutécticos. El ataque de los dos eutécticos con los reactivos ácidos normales pone en evidencia los glóbulos de ferrita sobre fondo claro constituido tanto por cementita como por fósforo (figura # 16).

El ataque con picrato sódico alcalino permite diferenciar los dos eutécticos, ya que ennegrece grandemente la cementita y confiere una ligera coloración al fosfuro, en tanto que no ataca a la ferrita (figura # 17).

B.10. INCLUSIONES DE SULFURO DE MANGANESO.

Las inclusiones, aparte de las del eutéctico fosforoso, que se halla más frecuentemente presentes en la estructura de la fundación, son las del sulfuro de manganeso.

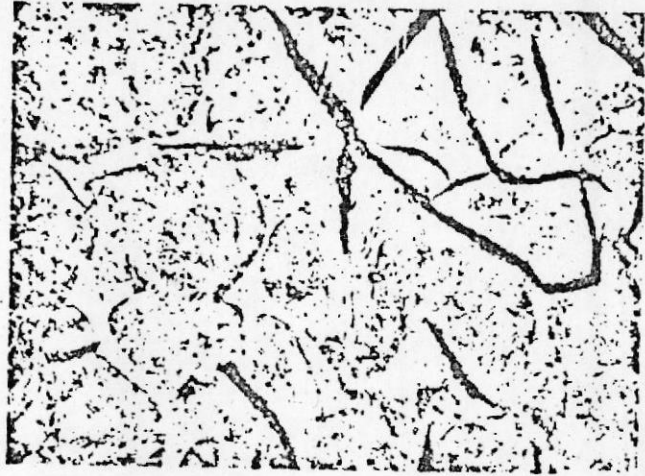


Fig.15.-Eutético Seudo-Binario.

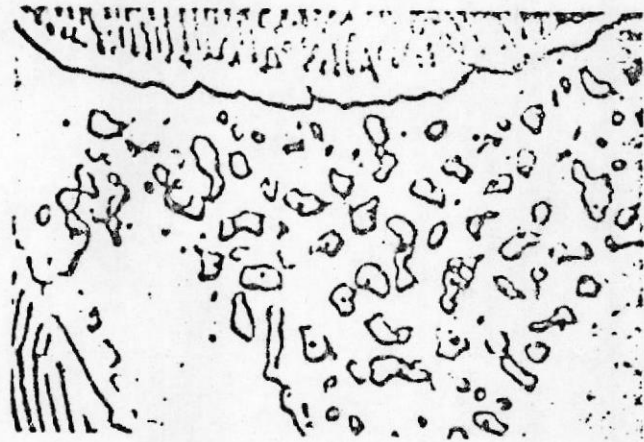


Fig.16.-Eutético Fosforoso.

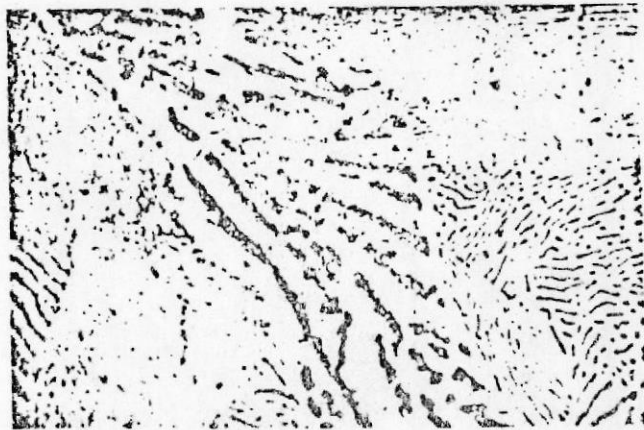


Fig.17.-Eutético Fosforoso Ternario.

Como se verá mas adelante, estos se forman por reacción química en la fase líquida. Como su desarrollo puede producirse libremente, las inclusiones de sulfuro de manganeso adquieren la forma típica de cristales poliédricos con los contornos bien definidos, de color gris pizarra, indicados en la figura # 16.

B.11. GRAFITO.

El grafito es carbono en estado libre que se separa directamente del metal líquido durante la solidificación de la fundición gris y por descomposición de la cementita después de un tratamiento térmico de recocido.

Las partículas de grafito pueden tener forma:

Laminar: Su sección, vista al microscopio se presenta como laminados.

Nodular: En forma de aglomerados mas o menos compactos y regulares.

Todos los tipos de grafito, independientemente de su origen, cristalizan de acuerdo con el sistema exagonal.

La forma en que se deposita el grafito depende de numerosos factores, como grado de nucleación, velocidad de enfriamiento, composición de la fundición, etc. La -

forma, dimensión y distribución resultan aquí muy variables.

Los principales tipos de grafito laminar se han clasificados de acuerdo con tales características en la norma UNE 36117. En dicha tabla, los tipos fundamentales de grafito laminar son los siguientes:

B.11.a. GRAFITO LAMINAR.

Tipo A: Láminas con distribución uniforme, sin orientación preferencial (figura #18). Este tipo de grafito se presenta en forma de láminas de dimensiones muy variables curvadas, distribuidas al azar en la matriz metálica, que puede ser perlítica o ferrítica. Como se sabe, se forma durante la solidificación del eutéctico, según el sistema estable.

Tipo B: Láminas reagrupadas en rosetas, sin orientación preferencial (figura #18). Este grafito está presente en la zona sometida a enfriamiento más rápido que en el caso de grafito tipo A; por tanto, se halla en general ligado a la zona exterior de las piezas. También está asociada a la ferrita cuando toda la matriz es perlítica.

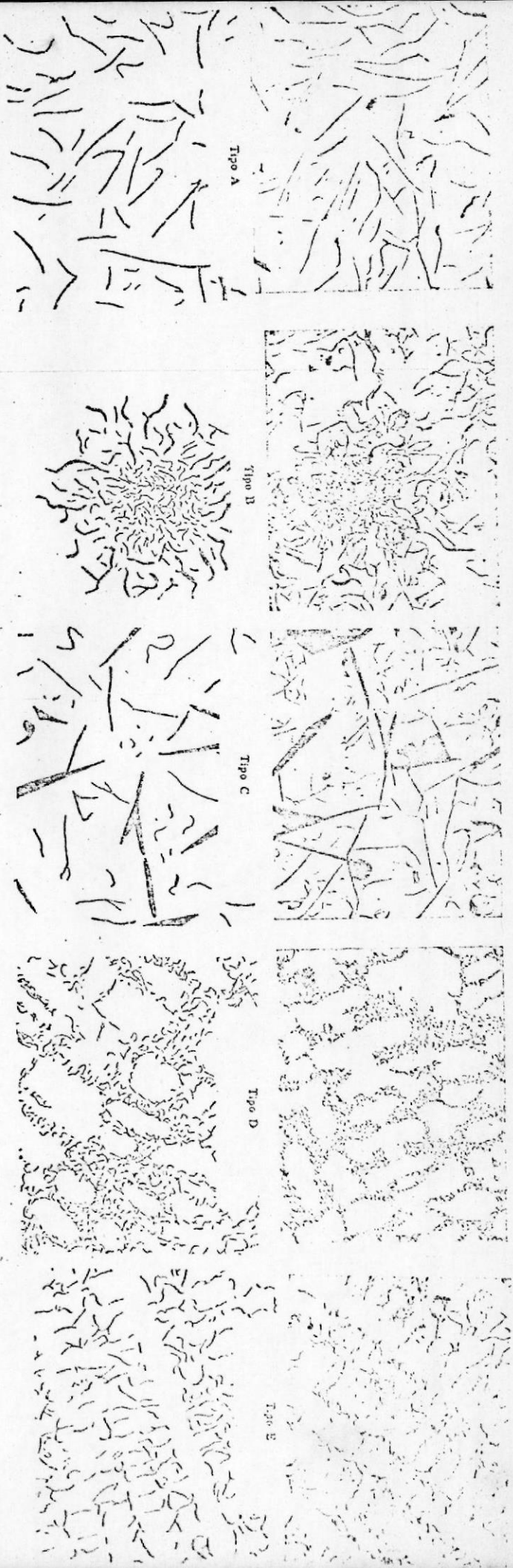
Tipo C: Láminas gruesas y rectas, sin orientación preferencial, (figura #18). Este grafito, característico de las fundiciones hipereutécticas, se presenta en forma de láminas y rectas, dispuestas también en rayas alrededor de un núcleo central. A estas láminas se mezclan otras, curvadas, de grafito eutéctico.

Tipo D: Láminas pequeñísimas, sin orientación preferencial, reagrupadas en las zonas interdendríticas. Este tipo de grafito es el más asociado a la ferrita y se forma en la zona de la pieza sometida a elevada velocidad de enfriamiento.

Cuando tal velocidad llega a ser muy elevada, pueden hallarse presentes carburos libres, junto a ferrita y perlita. Este grafito, por sus características de formación, por lo general se define como grafito de subenfriamiento o de sobrefusión.

Tipo E: Láminas con orientación preferencial, distribuidas en la zona interdendrítica. Este tipo de grafito es característico de las fundiciones muy hipoeutécticas.

CLASIFICACION ASTM DEL GRAFITO EN LA FUNDICION GRIS b) Por su distribucion



LEYENDA

- Tipo A.—Distribucion uniforme. Sin orientacion preferente.
- Tipo B.—Distribucion en rasca. Sin orientacion preferente.
- Tipo C.—Grafito de tamanos variables superpuestos. Sin orientacion preferente.
- Tipo D.—Segregacion interlamelar. Sin orientacion preferente.
- Tipo E.—Segregacion interlamelar. Con orientacion preferente.

NOTA.—Todas las micrografias corresponden a 100 aumentos.

C. INFLUENCIA DE LA COMPOSICION Y VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO EN LAS ESTRUCTURAS DE LOS HIERROS FUNDIDOS.

La estructura y las propiedades mecánicas de los Hierros Fundidos están influidas por la composición y por la velocidad de enfriamiento. La relación existente entre estos defectos puede ser mejor ilustrada por dos grupos de experimentos en los que:

- 1) La velocidad de enfriamiento se mantenga constante, pero varíe el carbono y el silicio.
- 2) Se mantenga constante la composición, pero se varíe continuamente la velocidad de enfriamiento.

El primer trabajo sistemático en materia de experimentos en cuanto a la variación de contenidos de carbono y silicio fue hecho en 1.924, del que resultó el llamado diagrama de Maures. Trabajos posteriores llevados a cabo por Uhlitzsch y Weichelt son más precisos, y se describirán aquí. En una de las series de pruebas, todas las barras fueron de 30 mm. de diámetro, y coladas en arena; se empleó una gran variedad de combinaciones de carbono y silicio.

La figura #19 presenta los resultados de esta serie de pruebas. Además, las figuras 19B, 19C y 19D nos muestran los resultados de otras pruebas, en las que se mantuvieron velocidades de en-

friamiento constantes en barras de 20, 10 y 6 mm., de diámetro, coladas en arena, deberá notarse que en las barras de 30 mm., por ejemplo, el campo de concentración de carbono y silicio está dividido en zonas, como sigue:

- I. Hierro fundido blanco: perlita y cementita eutéctica.
 - I.a. Hierro moteado: perlita, cementita eutéctica y escamas de grafito.
- II. Hierro gris perlítico: perlita y escamas de grafito.
 - II.a. Hierro gris: perlita, ferrita y escamas de grafito.
- III. Hierro gris ferrítico: Ferrita y escamas de grafito.
- IV. Acero: ni carburos eutécticos ni grafito; solamente ferrita y perlita.

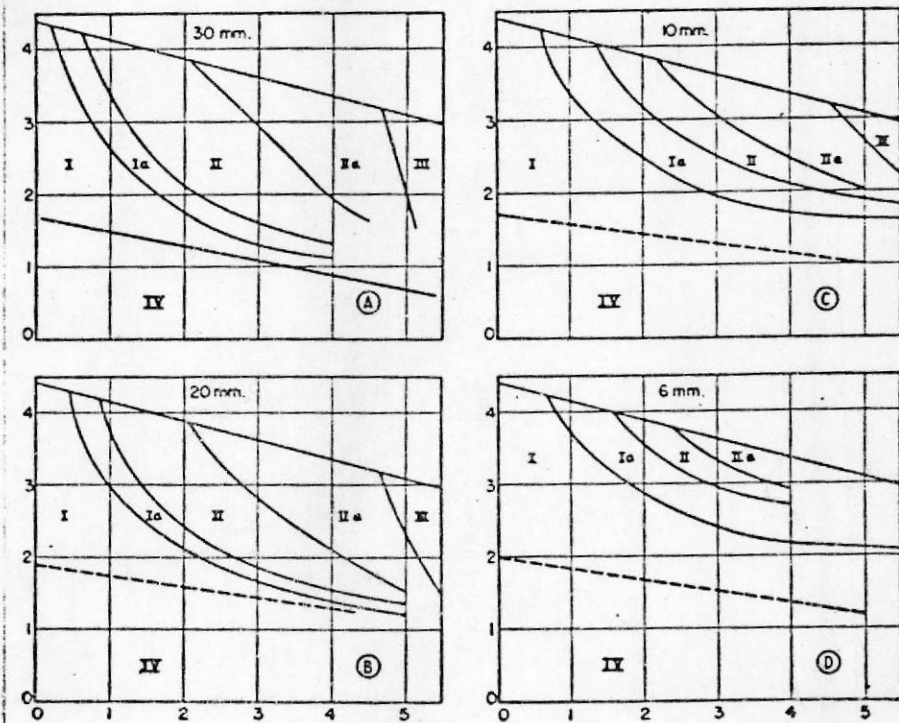


Fig. 19.- (A.B.C.D.) Diagramas de estructura de hierro colado en arena.

La figura ilustra el principio de que a velocidad de enfriamiento fija (la propia de una barra de 30 mm., colada en arena) y un contenido de carbono constante de 3% por ejemplo, el hecho de aumentar el silicio, aumenta la reacción de descomposición de los carburos.

En la zona I, no se descompone nada de carburo; en la zona II, todo el carbono eutéctico aparece como grafito; en la zona - III, todo el carbono eutéctico como el eutectoide están en la forma de grafito.

Los hierros de la zona I son duros, quebradizos y resistentes al desgaste. Esta estructura encuentra uso limitado, pero - cuando se produce con una superficie igual a los hierros de las zonas I.a. y II, encuentra amplia aplicación en ruedas de vagones de carga, zapatas para frenos y rodillos de laminación. El hierro blanco es la estructura deseada en las piezas vaciadas para la manufactura del hierro maleable.

Los hierros de la zona II representan los mejores grados de hierro gris no aleado, cuya resistencia a la tracción puede variar entre 21.1 y 31.7 Kg/mm. y la dureza Brinell entre - 185 y 240, aproximadamente. Una matriz completamente perlítica contribuye a una excelente resistencia al desgaste.

Los hierros de las zonas II y III se tornan progresivamente mas suaves y débiles, llegando en el límite a 120 Brinell y 7.03 Kg/mm., de resistencia a la tracción, aproximadamente. Estos hierros son empleados cuando los requisitos primarios son una fácil trabajabilidad o en piezas grandes masivas.

La zona IV incluye aleaciones que no tienen carbono eutéctico y son, por lo tanto, aceros. Bajo circunstancias normales, los aceros no contienen grafito.

Las otras gráficas de la Fig. 019 muestran que, según se reduce la sección, (aumenta la velocidad de enfriamiento), se necesita más silicio para producir cualquier estructura dada comparable con barras de 30 mm.

La descripción anterior concuerda en todo aspecto con los hallazgos de Uhlitzsch y Weichelt. Un estudio de la segunda zona de la curva de dureza, revela cierto comportamiento del hierro fundido que no ha sido cubierto, pero que cada fundidor ha observado. Al final de la primera zona, cerca del área de dureza mínima, la estructura se torna crecientemente ferrítica y el grafito es del tipo D.

Según va siendo más lenta la velocidad de enfriamiento se ve menos ferrita, se forma más perlita y el grafito cambia gra-

dualmente del tipo D al tipo E y al tipo A. Según disminuye aún más la velocidad de enfriamiento aparecen las buenas estructuras de la tercera rama de la curva.

La ferrita que ocurre en esta segunda rama se llama "ferrita primaria" puesto que no fue formada por la descomposición de perlita. Cuando ocurren tales estructuras en la superficie de las piezas vaciadas (velocidad de enfriamiento rápida), - se debilita la utilidad para la resistencia del desgaste.

Las especificaciones de varias compañías fabricantes de automóviles restringen severamente la cantidad de grafito tipo D y ferrita a tolerar. Piwowarsky indica que la zona de ferrita primaria ocurre particularmente en hierros que contienen más de 2% de silicio.

La selección cuidadosa de las materias primas, la buena práctica en la fusión y en la preparación de arenas y un tratamiento inteligente en la cuchara, puede hacer mínimos los efectos dañinos de las estructuras anteriores en las fundiciones comerciales.

De estos tres grupos de experimentos se deduce que la velocidad de enfriamiento y la composición con respecto a carbono y silicio tienen una profunda influencia sobre la estructura y las propiedades de los hierros fundidos.

CAPITULO III

INOCULACION.

A. GENERALIDADES.

Las crecientes exigencias de la industria mecánica obligaron a mejorar los clásicos métodos de fabricación de las fundiciones, con objeto de obtener mejores características mecánicas que las que normalmente se conseguían con las fundiciones obtenidas en los cubilotes al trabajar y fundir sin precauciones especiales. Una gran parte de las mejoras conseguidas en ese sentido se obtuvieron reduciendo el porcentaje de carbono por debajo del 3%, debiendo señalarse que las fundiciones ordinarias de cubilote que se fabricaban antes de la primera guerra europea solían tener de 3,25 a 3,75% de carbono y de 10 a 15 Kg/mm², de resistencia a la tracción. En la actualidad es normal considerar fundiciones de alta resistencia aquellas que tienen más de 20 Kg/mm², de resistencia a la tracción.

Puede decirse que durante los años 1.914 y 1.918, fue cuando se dió el primer gran avance en este sentido. En esa época los franceses fabricaban grandes cantidades de proyectiles con fundición acerada. Denominaban de esta forma a la fundición de estructura perlítica obtenida en cubilotes, en los que a las cargas de fundición adicionaban una cantidad muy importante de chatarra de acero ó de hierro dulce, y con ella conseguían bajar el carbono de la fundición hasta 3%, aproximadamente. De

esa forma se mantenía aproximadamente el $C + Si = 4,5\%$,
 $C + \frac{Si}{3} = 3,6\%$. En general, el silicio lo mantenían de 1,5 a
 2%. Así obtenían resistencias de 20 a 25 Kg/mm²., en vez de
 unos 12 Kg/mm²., que tienen de resistencia las fundiciones -
 grises ordinarias fabricadas sin ninguna atención especial.

Los alemanes fabricaron también en aquella época grandes can-
 tidades de fundición perlítica para proyectiles de caracterís-
 ticas mecánicas en cierto modo parecidas a las de la fundición
 que se fabricaba en Francia. Colocaban fundiciones muy bajas
 en silicio, 0,7% aproximadamente, y relativamente bajas en car-
 bono, en moldes calentados de 100° a 500°, y con este método
 de trabajo, que es diferente del anterior, obtenían un produc-
 to de características mecánicas muy parecidas a la fundición
 acerada que fabricaban los franceses.

Empleaban muy bajo porcentaje de silicio de 0,4 a 1% y el car-
 bono próximo al 3%, es decir, $C + Si = 3,5\%$ o $C + \frac{Si}{3} = 3,25\%$,
 aproximadamente, con esta composición, al colar ³ luego en
 moldes calientes obtenían fundición gris perlítica de unos
 25 Kg/mm²., de resistencia. Si se hubiera utilizado un proce-
 dimiento de fundición normal, con moldes de arena corrientes,
 con esa composición se hubiera obtenido fundición blanca.

En los dos casos que hemos explicado, se alcanzaba alta resis-

tencia porque con ambos métodos y empleando diferentes artificios, se conseguía una matriz de tipo perlítico.

Para poder colar las fundiciones aceradas de tipo perlítico fabricadas en la forma que acabamos de explicar, se vio que era necesario alcanzar temperaturas muy elevadas en el cubilote, ya que al disminuir el contenido en carbono de las fundiciones aumenta su temperatura de fusión. Esto forzó a realizar numerosos ensayos para conseguir en los cubilotes las máximas temperaturas posibles. También se realizaron numerosos ensayos de calentamientos de la fundición a temperatura elevada en hornos eléctricos de arco o de inducción. Al hacer estos ensayos se vio que, en general, cuanto más elevada fuese la temperatura que se emplease, siempre dentro de los límites de 1.450° , 1.500° o 1.550° , las fundiciones quedaban, en general, con más altas resistencias. Calentando las fundiciones aceradas hasta esas temperaturas se aumentaba su resistencia, obteniéndose como resultado fundiciones perlíticas de 25 o 35 Kg/mm². De vez en cuando, sin embargo, se observaba que si se elevaba mucho la temperatura se obtenían resultados irregulares y fundiciones de baja resistencia. Esto era debido a que por efecto de esas altas temperaturas en ocasiones se forma un grafito interdendrítico (fig. 18 tipos D y E), cuya forma y distribución era distinta de la que hasta entonces se había observado en las fundiciones fabricadas en condiciones normales en los cubilo-

tes. Ese grafito interdendrítico se presentaba en las fundiciones de bajo contenido en carbono por efecto de un fenómeno de subenfriamiento.

Al mismo tiempo, en la fabricación de la fundición perlítica, se tropezaba a veces, como ya hemos explicado ántes, con dificultades porque en ocasiones aparecía fundición blanca en las secciones delgadas o ángulos vivos.

Los dos problemas de baja resistencia y de blanqueo de algunas zonas de las piezas, que como acabamos de explicar, se presenta en ocasiones cuando se desea fabricar fundiciones de alta resistencia, se solucionaron al descubrirse la influencia de los inoculantes en los procesos de fusión y también con el empleo de elementos de aleación.

Empleando cualquiera de esos métodos se facilita mucho la obtención, con regularidad, de fundiciones perlíticas de altas resistencias. La inoculación es muy eficaz con bajos contenidos en carbono y muy poco interesante para porcentajes elevados.

La inoculación, se justifica en los hierros hipoeutécticos ya que el efecto no es sensible en los hierros eutécticos e hipereutécticos. Salvo casos particulares, la mayoría de las -

fundiciones se ven obligadas a producir piezas de formas y espesores muy diferentes, lo cual fuera a su vez a establecer composiciones diferentes para los caldos, de forma que venga a tener la misma dureza y maquinabilidad. Por si fuera poco, hay que fundir aleaciones especiales, para cumplir algunas especificaciones de clientes.

Estas necesidades interfieren en la marcha del taller, sobre todo en lo que respecta a la fusión, ya que se da a veces el caso que hay que fundir simultáneamente distintas composiciones para atender a todas las líneas de moldeo del taller de fundición. Una solución para este problema sería una programación juiciosa y un lanzamiento a taller perfectamente pensado, de forma que cada día se moldeen piezas que hayan de ser fundidas con la misma calidad de hierro. Sin embargo, esta solución no es fácil, ya que el fundidor se encuentra con problemas de pedidos, plazos de entrega, urgencias, etc; que le impiden una programación mas adecuada para la buena marcha del taller.

Hace falta buscar otra solución mas elástica y adaptable a las circunstancias, siempre cambiantes del taller. Esta solución puede ser la inoculación.

B. INOCULACION.

Muchos estudios se han realizado para obtener una disposición grafitica siempre mas homogénea en la fundición y tener menor zona de sobrefusión. Optimos resultados se han obtenido inoculando el hierro fundido con elementos que tienen muy alto poder de grafitización.

Los principales efectos de un tratamiento de inoculación son:

1. Reducción de la profundidad de temple.
2. Mejoramiento de las partículas de grafito en el caso de fundiciones delgadas.
3. Reducción de la tendencia a la ferritización durante el enfriamiento de fusión.
4. Aumento del número de celdillas eutécticas que corresponden a una afinación de la estructura primaria.

En la práctica tenemos mejores propiedades mecánicas, mejor maquinabilidad, mejor resistencia al uso, mejor homogeneidad estructural y mecánica para diversos espesores de la misma fundición.

Acerca del mecanismo de la grafitización que se obtiene con la inoculación se han formulado varias hipótesis, la mas ver-

dadera es aquella del aumento de las partículas sólida, que van a ser del núcleo de cristalización. Si estos núcleos faltan o su número es limitado se puede obtener el fenómeno de la sobrefusión o sobreenfriamiento que esta caracterizando la existencia de una fase líquida a una temperatura que normalmente esta sólida.

En el caso del hierro fundido el eutéctico de sobrefusión libera el grafito de la masa solo después de la solidificación, el grafito se presenta muy homogéneo como en el caso del hierro fundido hipoeutéctico, se distribuye como un rectículo que sigue o contorno de dendrita primaria; este se llama grafito interdendrítico o también eutéctico (D y E) a menudo se acompaña con ferrita primaria.

La inoculación contrasta la sobrefusión determinando una menor (reducción) o eliminando el grafito D y E, y produce el tipo A normal y también de la ferrita primaria produce perlita.

Los elementos que pueden hacer este proceso de inoculación, son en mayoría del tipo que favorecen la descomposición del carburo de hierro durante la solidificación del hierro fundido, estos elementos grafitizantes son: C, Si, Ca, Ti, Al, Zn.

Tal proceso de inoculación es particularmente importante para el hierro fundido que tiene un porcentaje bajo de C y Si, por que este material favorece la sobrefusión. En el comercio se encuentran muchos tipos de inoculantes.

Los diferentes tipo de inoculante estan condicionado del costo base de producción, por cuanto para el hierro fundido no siempre es posible obtener una venta remunerativa, no obstante teniendo mejores características tecnológicas. Por cuanto es posible ahora se busca orientarse hacia aquellos productos que por su bajo costo tiene una diferencia mínima parecida.

La inoculación consiste en añadir el metal fundido en el momento de colar, bien en el canal de colada o cuando cae ya en la cuchara, ciertas aleaciones grafitizantes y desoxidantes como ferrosilicio, siliciuro cálcico, etc. En la práctica industrial se emplean diversas clases de inoculantes, pero el método operatorio en casi todos los casos es muy parecido.

Los mejores resultados se suelen obtener con aumentos de silicio variables de 0,15 a 0,30 %, siendo conveniente calentar la fundición a muy elevada temperatura y alcanzar por lo menos de 1.450 a 1.550.

Entre los métodos de inoculación, uno de los mas conocidos, el

"Meehanite", consiste en fundir con bajo carbono, 2,8% aproximadamente. Los límites suelen ser C 2,6 a 3% y Si. 1 a 1,4%, C Si. 4% y C Si 3,2%, añadiendo luego como inoculante silicio cálcico a ³la cuchara.

Combinando la acción de los inoculantes con el empleo de altas temperaturas y eligiendo cuidadosamente las composiciones, se llega a alcanzar en fundiciones perlíticas resistencias variables de 25 a 35 Kg/mm², sin que aparezcan además zonas muy duras de fundición blanca.

En la fig. 20 también se pueden observar como en fundiciones con el mismo carbono equivalente se puede obtener mas resistencia cuando se emplea la inoculación. Para valores altos de "carbonos equivalentes" 3,8 a 4, la diferencia es de unos 4 Kg/mm², y para los valores bajos 3,4 a 3,6 la diferencia es mayor en unos 6 Kg/mm².

Otro método de gran interés que estudiaremos mas adelante para obtener fundiciones de altas características mecánicas y que, además, no presentan dificultades de mecanización, es como ya hemos señalado ántes, el empleo de elementos de aleación. Este procedimiento tiene la ventaja de que con el se consiguen gran regularidad y uniformidad de resultados, pero tiene el inconveniente de que la utilización del cromo, níquel, cobre y

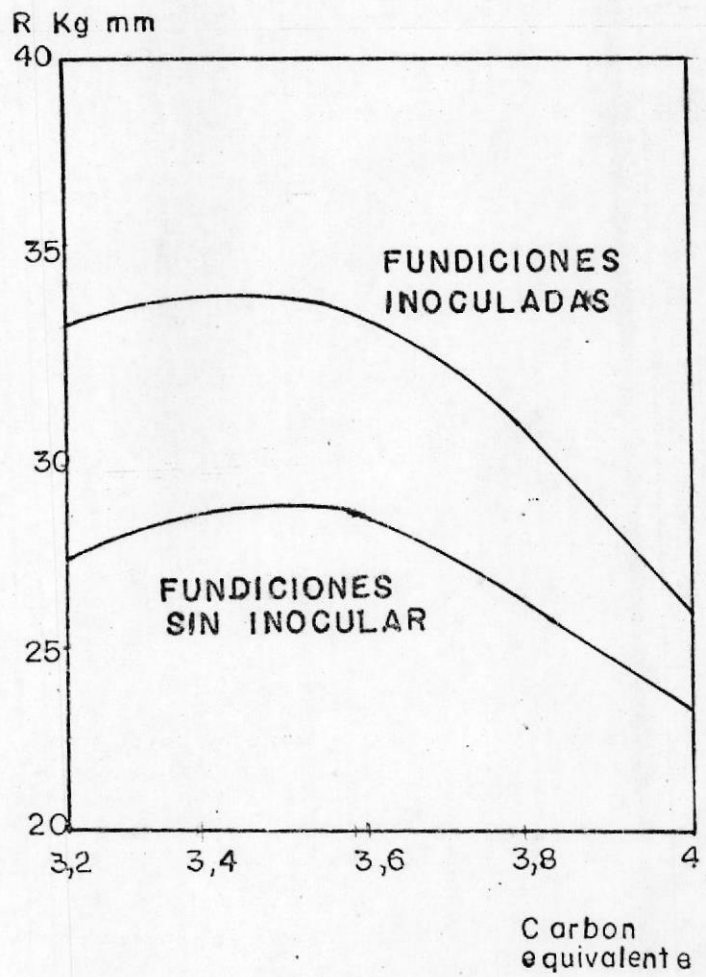


Fig.20

molibdeno, que son los elementos mas empleados, eleva el precio de coste de las fundiciones.

C. TAMAÑO Y DISTRIBUCION DE LAS LAMINAS DE GRAFITO.

Al estudiar las funciones de alta resistencia conviene señalar que, además del grafito de aspecto clásico que aparecen en las fundiciones ordinarias, y que en adelante llamaremos de tipo A, a veces aparecen también láminas de grafito con aspecto muy -
diversos.

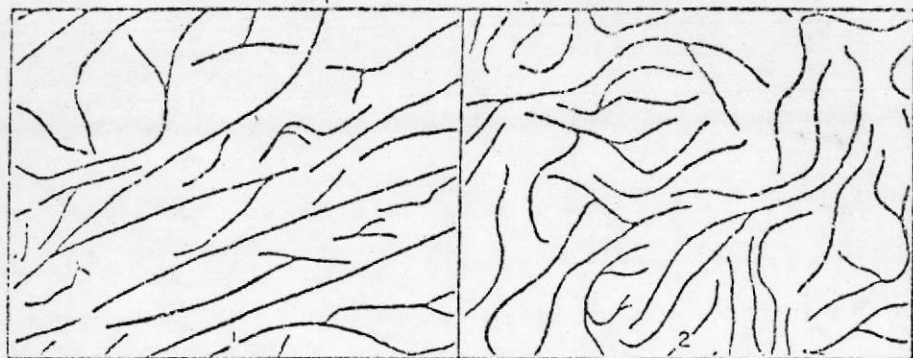
En la fig. 21 se señalan los diferentes tamaños de las láminas de grafito, clasificados por tamaños del 1 al 6.

En la fig. 18 se ven las diferentes clases de grafito que aparecen en las fundiciones, denominados tipos A, B, C, D y E, de acuerdo con las normas A.S.T.M.

De todas esas clases de grafito, el tipo A es, en general el que mas interesa obtener, porque con el se suelen conseguir - las mejores características mecánicas. En cambio, no conviene la presencia de grafito de tipo D y E.

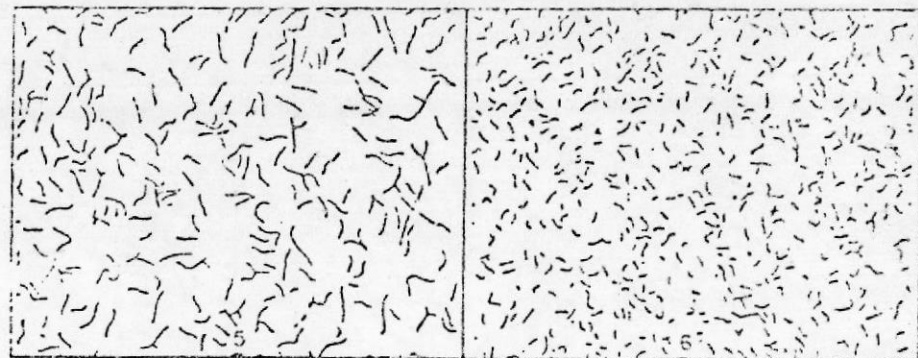
El grafito tipo A, que suele ser el mas corriente, aparece en el centro de las piezas de cierto espesor, fabricadas con fun-

MAGNIFICACION X 100.



Longest flakes 4 in. or more in length

Longest flakes 2 to 4 in. in length

Longest flakes $\frac{1}{4}$ to $\frac{1}{2}$ in. in lengthLongest flakes $\frac{1}{8}$ to $\frac{1}{4}$ in. in length

Longest flakes 1 to 2 in. in length

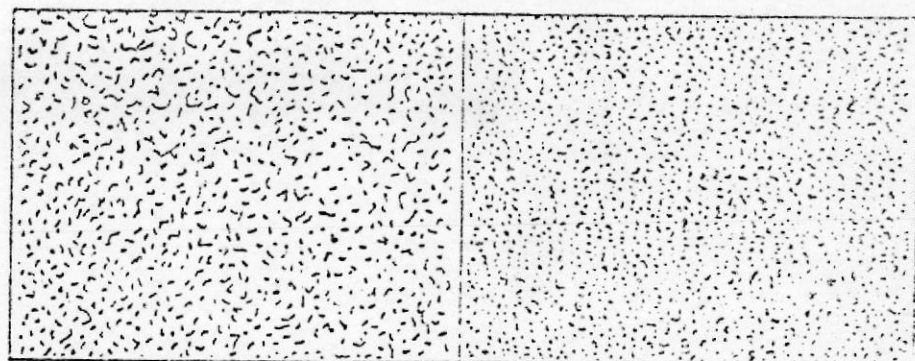
Longest flakes $\frac{1}{2}$ to 1 in. in lengthLongest flakes $\frac{1}{16}$ to $\frac{1}{8}$ in. in lengthLongest flakes $\frac{1}{16}$ in. or less in length

Fig.21.-Tamaño de Grafito.

diciones grises ordinarias, de composición próxima a la eutéctica. Ese tipo de grafito es el que conviene para la fabricación de piezas para maquinarias y es el que se obtiene y se venía obteniendo desde muy antiguo en los cubilotes, trabajando sin precauciones especiales.

El grafito en forma de rosetas (tipo B) aparece con porcentajes de silicio y, sobre todo, de carbono elevados, en piezas enfriadas rápidamente. Se suele presentar en piezas delgadas de unos 10 mm. de espesor coladas en arena.

El grafito tipo C, en láminas gruesas de gran espesor y longitud, corresponde a fundiciones grises hipereutécticas de muy alto contenido en carbono, en piezas de mediano y gran tamaño. Esas láminas suelen ser de orientación desordenada y se presentan con otras de tamaño normal.

Las estructuras D y E no convienen que aparezcan y se suelen presentar en fundiciones de bajo contenido en carbono y muy alta temperatura de colada, como consecuencia de los fenómenos de subenfriamiento que vamos a explicar a continuación.

D. FENOMENOS DE SUBENFRIAMIENTO QUE SE PRESENTAN EN EL PROCESO DE SOLIDIFICACION DE LAS FUNDICIONES.

Cuando para la fabricación de fundiciones de alta resistencia se empleaban temperaturas de calentamiento muy elevadas, que se obtienen en ocasiones fundiciones con resistencia a la tracción inferiores a lo que parece se debía obtener. Esto ocurre sobre todo en fundiciones de bajo contenido en carbono, en las que se observa luego una microestructura en la que el grafito se halla repartido en forma interdendrítica. En la fig. 22 se puede observar como en las fundiciones aumenta, en general, la resistencia a la tracción al aumentar la temperatura de calentamiento. También se ve como, al disminuir el contenido en carbono por debajo de un cierto límite, disminuye la resistencia a la tracción al elevarse las temperaturas de calentamiento.

Esa disminución de resistencia es debida a un fenómeno de subenfriamiento característico de las fundiciones bajas en carbono sobrecalentadas o enfriadas a velocidades ligeramente inferiores a las que dan origen a la aparición de fundición blanca, que se traduce en la aparición de grafito interdendrítico del tipo D, que resta homogeneidad a la estructura (fig. 18).

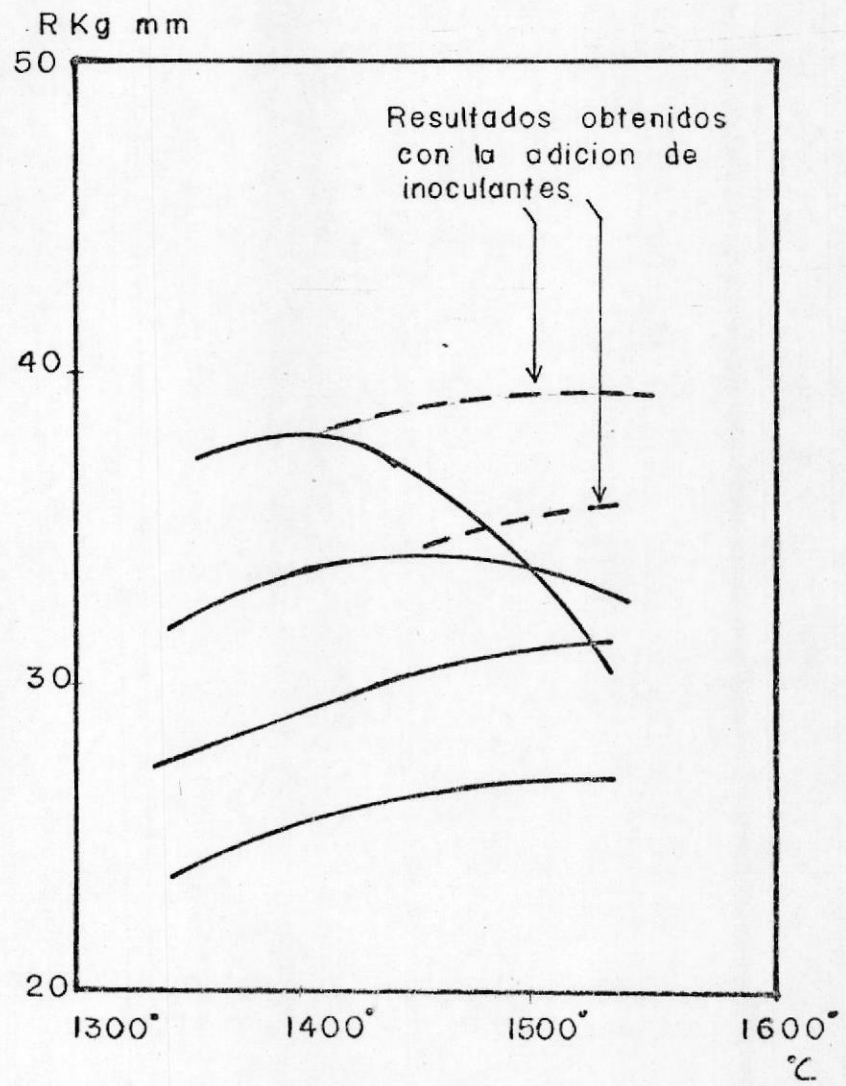


Fig.22.

El fenómeno de subenfriamiento puede explicarse en las fundiciones hipoeutécticas de la siguiente manera:

En el enfriamiento, al disminuir la temperatura de la fundición, a partir de cierto momento, comienzan a segregarse de la masa líquida cristales de austenita, cuya composición viene fijada por la línea AC, fig. 1, al tiempo que el líquido restante se enriquece en carbono hasta llegar a la composición eutéctica.

En una solidificación normal, cuando se alcanza la temperatura eutéctica, solidifica toda la fundición todavía en estado líquido. Cuando la solidificación se produce con subenfriamiento, por el contrario, prosigue la solidificación de la austenita a temperaturas inferiores a la eutéctica, creciendo, por lo tanto, las dendritas de solidificación primaria, hasta que se produce la solidificación del líquido aún restante.

La parte de fundición aún en estado líquido, solidifica por tanto, en el espacio que dejan las dendritas de austenita primaria, que es tanto mas reducido cuanto mayor sea el grado de subenfriamiento y mas hipoeutéctica sea la aleación. Por otra parte la gran cantidad de pequeñísimas láminas de grafito en forma de agrupaciones interdendríticas, que se han formado al solidificarse bruscamente el líquido subenfriado, favorecen luego la precipitación del carbono proeutectoide y eutectoide

en forma de grafito. A esto se debe que en ocasiones la matriz de estas fundiciones sea completamente ferrítica, a pesar del alto contenido en C, de la alta temperatura alcanzada o de la relativamente elevada velocidad de enfriamiento.

Este fenómeno de subenfriamiento se evita, como ya hemos explicado ántes, con la adición de elementos inoculantes en la cuchara. Combinando una elevada temperatura de calentamiento con la inoculación se pueden alcanzar resistencias muy elevadas.

E. INOCULANTES.

Según la acción que se desee obtener en el hierro base, hay dos tipos principales de inoculantes. Unos, los grafitizantes, promueven la formación de grafito, y eliminación de cementita libre, evitando así el blanqueo y formación de puntos duros en espesores delgados y aristas vivas. Entre estos se encuentra la gama de ferrosilicios, siliciuro de calcio, grafito en polvo, etc. Otros, los estabilizadores de carburos, que promueven la formación de cementita, de forma que se aumenta la dureza y resistencia a la tracción del material, aún en el caso de secciones gruesas. Entre esta gama se encuentra el ferrocromo, ferroboro, telurio, etc.

Hay otros elementos que producen acciones de estabilización de austenita, perlita o estructuras especiales, como es el caso de níquel, cobre molideno, etc. Hay también otro grupo de inoculantes que son los estabilizados, compuestos por aleaciones de grafitizantes y carburizantes adecuadamente dosificados, de forma que con ellos se consigue reducir grandemente la sensibilidad al espesor; de esta forma, en piezas de secciones y espesores variantes dentro de la misma pieza se evita la presencia de exceso de grafito y ferrita libre en secciones gruesas y la aparición de cementita en las secciones más delgadas.

El efecto de esta acción se comprueba ensayando con una probeta escalonada, en la que se observa como la adición de inoculantes estabilizados tienden a igualar las durezas Brinell medidas en los distintos escalones. Entre estos inoculantes se encuentran combinaciones de silicio, manganeso, circonio y otros elementos, que se venden como productos comerciales con nombres registrados.

F. TECNICAS DEL TRATAMIENTO DE INOCULACION.

F.1. INOCULACION EN LA CUCHARA.

Se lleva a cabo adicionando progresivamente, según sale el caldo, la ferroaleación en polvo ó granos, de forma que al caer al antecrisol ó cuchara se revuelve bien con la fundición y se asegure una buena mezcla y acción ino-

culante. Esto se hace mejor cuando se cuenta con piqueta continua autoescoriadora en combinación con antecrisol basculante, o mejor, antecrisol calentado por inducción.

La dosificación puede hacerse a mano, ó si es chorro continuo, por medio de un dosificador se coloca en la piqueta, con un soporte especial. Es el caso de las fundiciones que fabrican Meehanite y otras fundiciones de alta resistencia.

F.2. INOCULACION EN EL MOLDE.

Esta forma de inoculación se realiza colocando el inoculante en un pequeño orificio en el canal de colado a la entrada del bebedero, lo que permite al material inocularse a su paso.

Este tipo de inoculante viene en forma de una pastilla, la misma que se coloca de acuerdo al peso de la pieza que se va a fundir.

CAPITULO IV

TRABAJO EXPERIMENTAL.

A. CONSIDERACIONES GENERALES.

El presente trabajo, que trata sobre la inoculación de hierros grises, con el propósito de tener posibilidad de producir hierros de alta resistencia mecánica, ha debido efectuarse en fundiciones de nuestro medio, ya que la ESPOL no cuenta con equipo de laboratorio para esta investigación y dadas las condiciones de trabajo de las mismas en el comienzo del estudio hubo de adaptarse a muchas limitaciones de control previo al proceso de inoculación. Hubiera sido ideal tener los medios experimentales suficientes con los que se pudiera controlar cada uno de los pasos del proceso de inoculación y de esta forma poseer una información tan confiable como la que se obtuvo en las etapas finales de la experimentación.

Las fundiciones que se visitaron producen el hierro fundido, - en cubilotes que tienen diámetro interior comprendido entre 330 mm. y 600 mm., en los cuales se introduce chatarra de hierro gris preferentemente, coke, caliza, ferro-aleaciones y aire como elemento que lleva el oxígeno suficiente para producir la oxidación del combustible sólido.

En algunas de estas fábricas las materias primas que se meten

en el horno no son seleccionadas y no se posee una información cabal de sus especificaciones, tal es el caso del hierro que se usa indiscriminadamente sin analizar su procedencia para ubicar una posible composición química, se usa coke colombiano de composición desconocida, de manera similar ocurre con las ferro-aleaciones y la piedra caliza, de manera que resulta imposible hacer un análisis de predicción de composición química del hierro que se va a lograr después de hacer el sangrado del horno.

A consecuencia de lo anterior se planteó realizar análisis químicos en los laboratorios de la ESPOL, lo cual no fué posible en las primeras pruebas hasta posteriormente tener operativo el determinador digital de carbono y azufre.

La importancia del conocimiento de los porcentajes de los componentes típicos de los hierros grises estriba en que sabiendo las variaciones de los mismos, es posible predecir el comportamiento del material fundido en la solidificación y de la microestructura resultante conocer las propiedades mecánicas. Puesto que la inoculación provee de centros de nucleación para la solidificación de carbono en forma de grafito. Es muy recomendable tener una referencia de la clase de hierro que se va a tratar.

En general se ha comprobado a través de la información bibliográfica que los hierros con contenido de carbono equivalente menor de 3.4% responden bien a la inoculación, en cambio los hierros con contenido de carbón equivalente mayor a 3.4% son muy poco sensibles al tratamiento. La forma mas viable en la operación de cubilotes, para lograr una composición baja de carbono y silicio en el metal es introduciendo en la carga metálica acero, el que posee bajos niveles de ambos elementos. De tal forma que en las pruebas finales se hicieron pruebas con cargas metálicas en el cubilote compuesta hasta de 30% de acero y el resto de chatarra automotriz de hierro gris.

B. INOCULACION EN LA PLANTA.

Concerniente con el método de inoculación se puede manifestar que, se siguieron tres variantes que son de aplicación común en las fundiciones y su acción es similar y que son:

1. En el molde.
2. En la cuchara de vaciado y
3. En el pico de sangrado.

En la primera forma, se pone la cantidad e inoculante, previamente pesada, dentro del molde directamente debajo de bebedero y luego al verter el hierro fundido en el molde, el

el líquido pasa sobre el inoculante antes de llegar a la pieza. Según se pudo apreciar este sistema no fué eficiente con inoculante granular ya que muchas partículas del mismo quedaron sin disolverse, posiblemente a que el caldo de hierro llegó con temperatura baja, según pudo comprobarse con el pirómetro óptico las temperaturas en el pico de sangrado no alcanzaron los 1.400° C y por otro lado también pudo deberse a que la granulometría del material no era adecuada. Los resultados de la cuña de temple no indicaron cambios en el espesor de muestra con y sin inoculante.

En esta forma de inoculación lo normal es usar unas pastillas preparadas para reacción rápida que se colocan en el fondo del bebedero, para efectuar la inoculación al paso del material. Este tipo de inoculante no existe en el mercado nacional.

Posteriormente se procedió a ensayar la inoculación en la cuchara de vaciado, ubicando el inoculante en fondo de la misma antes de recibir el metal líquido, sabiendo que con esta gestión se recibía un metal con más temperatura. También se optó por tamizar el inoculante, usando para el caso material retenido en las mallas 40 y 30 AFS. Se tomó la precaución de realizar la operación solo cuando la temperatura del hierro en el pico de sangrado fuese mayor a 1.400° C, medición que se hizo con el pirometro óptico de filamento. Los resultados de

la cuña de temple fueron similares a los anteriores, ó sea no hubo cambios apreciables en el espesor de zona blanca.

Luego se comenzó a inocular en pico de sangrado del cubilote, directamente hechando el inoculante sobre el chorro del metal que salía del orificio de sangrado y así fue que se obtuvo una inoculación efectiva, siempre que la temperatura del material fuese cercana a 1.400°C.

En esta última práctica fue positiva la inoculación la cual se reveló a través del ensayo con la cuña de temple y fue adoptado en las siguientes pruebas de donde se pudieron tomar muestras de material para su estudio.

Para el tratamiento de inoculación se utilizaron dos materiales:

Inoculin (Producto Foseco)

Ferro-Silicio (con contenido de Silicio de 75%)

Estos productos poseen una elevada cantidad de Silicio en su composición por lo que tienen un efecto grafitizante poderoso merced al cual, el hierro tratado presenta una estructura libre de carburos.

La cantidad de inoculante necesaria para el proceso de inoculación según el caso, ha sido establecida por experiencia entre 0.15% y 0.25% en peso del metal a tratar. Los Ingenieros Flores y Rábago de México, usaron el 0.25% para un trabajo de evaluación de inoculantes usados en el medio Mexicano.

En la experiencia recogida en el presente trabajo se comenzó con 0.15% de inoculante y el efecto no fué apreciable, de tal manera que también aquí se prefirió usar 80 gr. por cada 40 Kg. de carga en la cuchara, o sea el 0.25% del peso de la carga metálica. En la mayoría de los casos la temperatura de inoculación no fué inferior a 1.390°C, de acuerdo con esta temperatura se procedió al colado de la cuña de temple y moldes de probetas para ensayo de tracción directo (sin necesidad de maquinado).

C. TOMA DE MUESTRA.

Para la toma de muestras se realizaron diferentes visitas a fundiciones, tanto grandes como pequeñas, con el propósito de ir probando los diferentes tipos de cuñas y formas de inoculación, hasta llegar a la que creemos la más óptima, en definitiva encontrar una técnica operativa apropiada a las condiciones de trabajo en que se desenvuelven las labores de operación.

La primera experiencia se la realizó en una fundición cuyo cubilote tiene 550 mm., de diámetro interior. Ese mismo día se realizaron dos experiencias, la una inoculando con 0.25% y la otra con 0.15% de inoculante y en ambas se usó inoculín de Foseco. La inoculación se la efectuó en los moldes, se moldearon barra para probetas de ensayo a la tracción y se moldeó cuña de temple según norma (ASTM) fig. 23 y también se tomó muestra del material de la producción de piezas para comparación. La temperatura en el orificio de sangrado fué de 1.430°C.

La segunda experiencia se la realizó en la misma fundición y se usó el mismo inoculante, se moldearon los mismos tipos de probeta y cuña y se inoculó con 0.15% y 0.25% de inoculín, no se tomó muestra del material de la fábrica. En este caso se optó por tamizar el inoculín por mallas 30-40, y se inoculó en el crisol, para esto se usó un crisol de 30 kilos y se puso inoculante en el fondo. La temperatura en el orificio de sangrado fué de 1.400°C.

La tercera experiencia se efectuó en otra fundición donde se usaba un cubilote de 600 mm. de diámetro interior. Aquí se inoculó con 0.25% de inoculín tamizado en malla 30-40 y se inoculó en el crisol, la temperatura en el orificio de sangrado fué del 1.400°C. Se usó el mismo tipo de probeta y cuña,

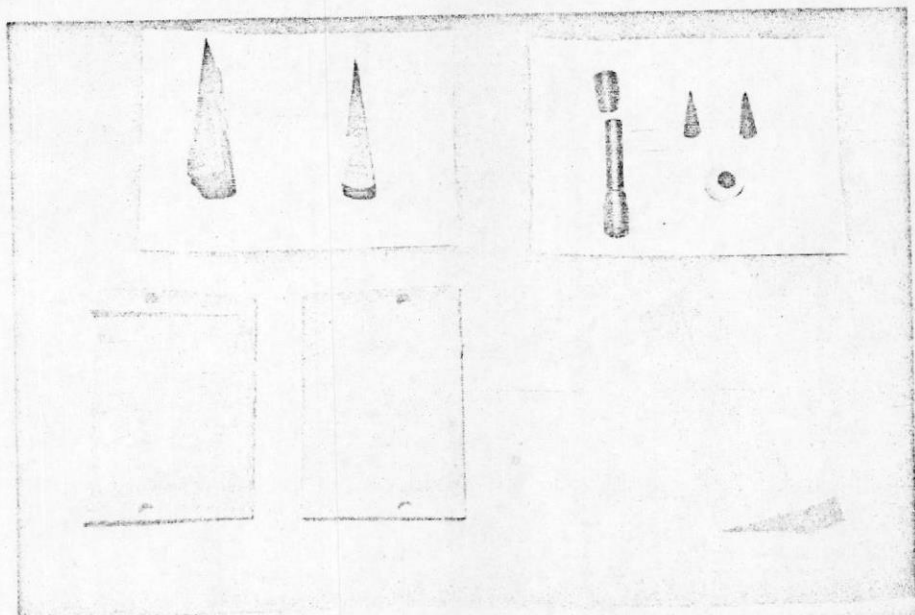


Fig.23.-Diferentes cuñas de temple.

pero se tomaron 4 muestras; una al minuto de inoculada, la otra a los 5 minutos de inoculada, otra a los 10 minutos de inoculada y la última fue material de la fábrica, el objeto de las muestras a diferente tiempo de colado después de la inoculación fue para ir recogiendo datos sobre el decaimiento del efecto a través del tiempo. Fig. 25(A y B).

La cuarta experiencia se realizó en esta misma fábrica, se inoculó con 0.25% pero se usó como inoculante ferro-silicio molido y tamizado por mallas 30-40, la inoculación se la realizó en el crisol y se usaron las mismas probetas y cuña, se tomaron muestras al minuto y a los 8 minutos después de inoculado el material y también se tomó muestras del material de la producción. La temperatura en el orificio de sangrado fué de 1.270°C.

La quinta experiencia se la realizó en la misma fábrica, se inoculó con 0.25% de inoculín, se tomaron 4 muestras: inoculadas al minuto, 5 minutos, 10 minutos y 15 minutos, también se tomó material de piezas. La temperatura en el orificio de sangrado fué de 1.330°C.

La sexta experiencia se la realizó con un cubilote de 330 mm. de diámetro interior. Se inoculó con 0.25% de inoculín, pero esta vez la inoculación se la realizó en el pico de sangrado,

también se realizó un control en las cargas del cubilote, habiendo trabajado con el 30% de acero en las cargas y el resto era chatarra automotriz, también se moldeó la probeta de tracción con modelo, para usarla directamente en la máquina de tracción sin necesitar maquinarse, se usó un cuña de temple - echa en coquilla metálica fig. 23 y se tomó muestra de una probeta escalonada según fig. 24. Se tomaron 2 muestras, la temperatura en el orificio de sangrado fué de 1.400°C.

La séptima experiencia se la realizó en la misma fundición, pero se usó como inoculante ferro-silicio al 75%, se inoculó en el pico de sangrado en un peso correspondiente al 0.25% de metal y en las cargas solo se trabajó con el 20% acero, el resto chatarra automotriz; se moldeó la probeta de tracción.

D. ANALISIS QUIMICO.

Como se dijo al comienzo no se pudo realizar este tipo de análisis debido a que no se encontraba operando el equipo determinador digital de carbono y azufre en la ESPOL. También se ha manifestado que en las fundiciones locales visitadas se encontró el inconveniente de no estar en capacidad de establecer un determinado plan de fusión de materiales de composición previamente conocido y dadas las condiciones por los fundidores resulta contar con un caldo con carbono y silicio elevados, el

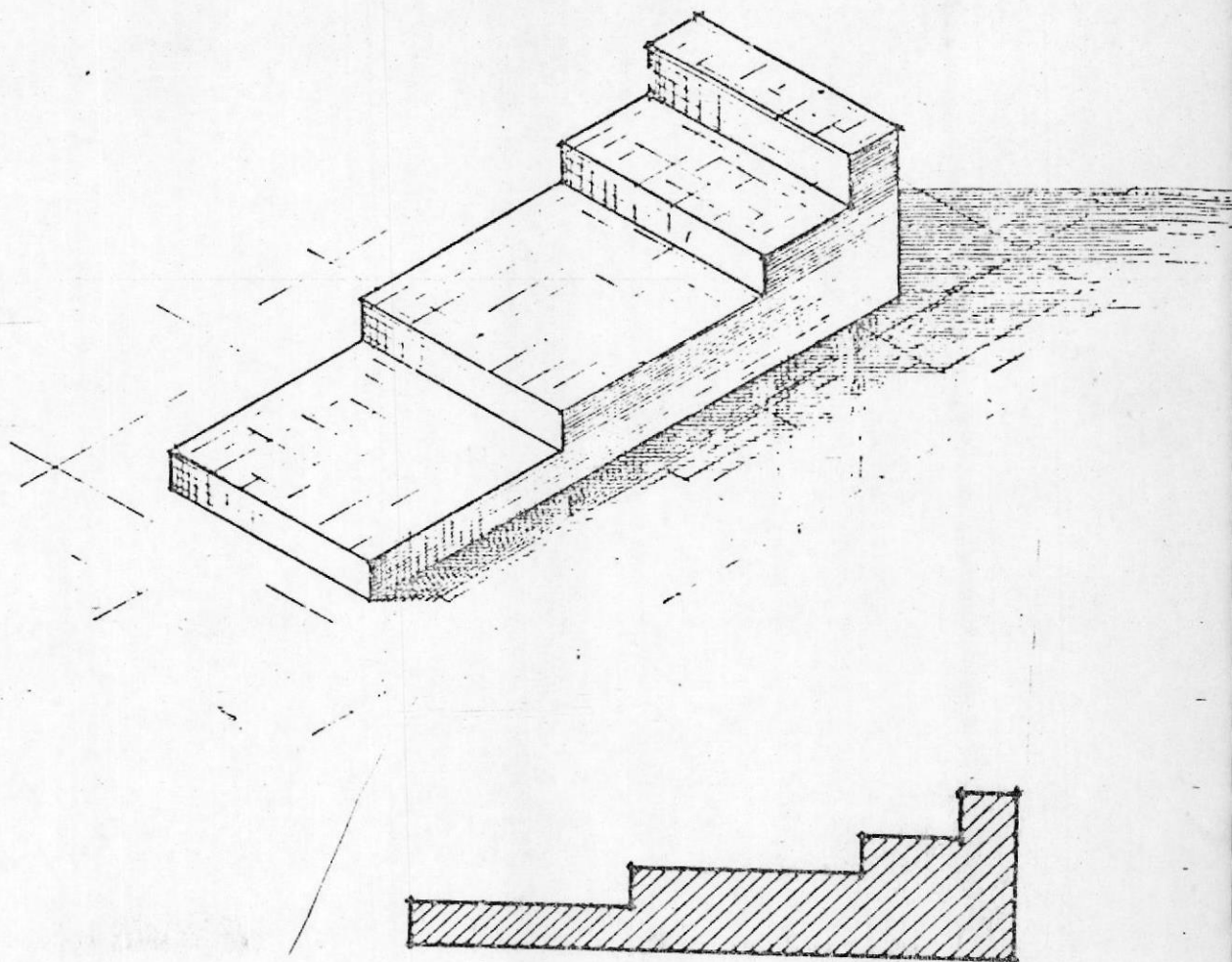


Fig. 24.-Probeta escalonada.

cual no es sensible el proceso de inoculación con inoculantes conocidos.

Procediendo a encontrar una respuesta a la composición química, se optó por controlar el contenido de silicio por medio de cuñas de temple (Chill test). Con este propósito se utilizaron dos modelos de cuñas con diferentes medidas, formas según normas (ASTM y AFS), descritas en la fig. 23.

Los resultados del trabajo de taller revelaron que la cuña mas adecuada, en razón que producía una información facilmente identificable era la del molde metálico, motivo por el que se adoptó para todas las experiencias. Esta coquilla para cuña de temple es recomendada para hierros que tengan un Si. comprendido entre el 1.30 y 2.50%.

La muestra de metal que se obtiene es cuneiforme y se tiene que medir su espesor en la zona de transición blancogris. La medida del espesor S establecida en el límite de la parte interior no templada caracteriza la actitud del hierro colado a adquirir el temple.

El temple en estos hierros implica la tendencia a la

formación de hierro blanco, o lo que es lo mismo, hablando en términos de microestructura, Cementita primaria o Carburo Eutéctico. Fig.25.

Esta cuña de temple ha sido probada para hierros colados cuyos demás elementos están contenidos en los límites:

Total	3.30 a 3.50%
Mn	0.50 a 0.90%
P	0.15 a 1.10%
S	0.07 a 0.10%

Las cuales se pueden identificar a los materiales fundidos en nuestro medio de acuerdo a la carga metálica usada.

La aplicación de este método también causó problemas por no poseer medios adecuados y facilidades en las fundiciones, razón por la que solamente se la usó en casos esporádicos como un medio cualitativo de mostrar la efectividad del proceso de inoculación al reducir el espesor S de zona blanca en la cuña de temple.

A continuación se exponen fotografías Fig.26 explicativas de como se produce el cambio efectivo en la microestructura cuando se inocula con elementos como

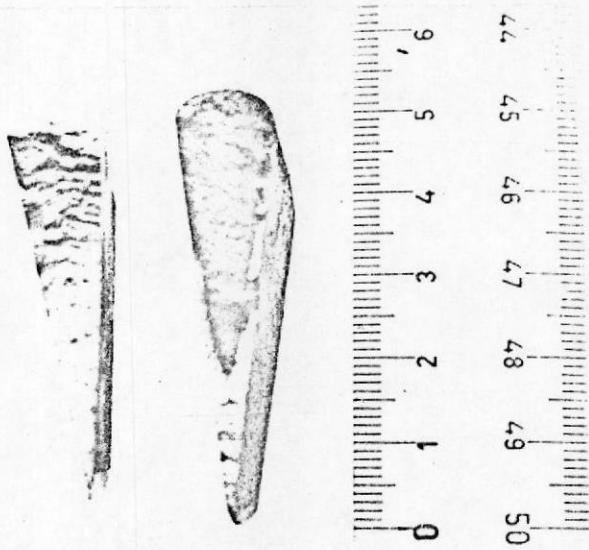


Fig. 25.

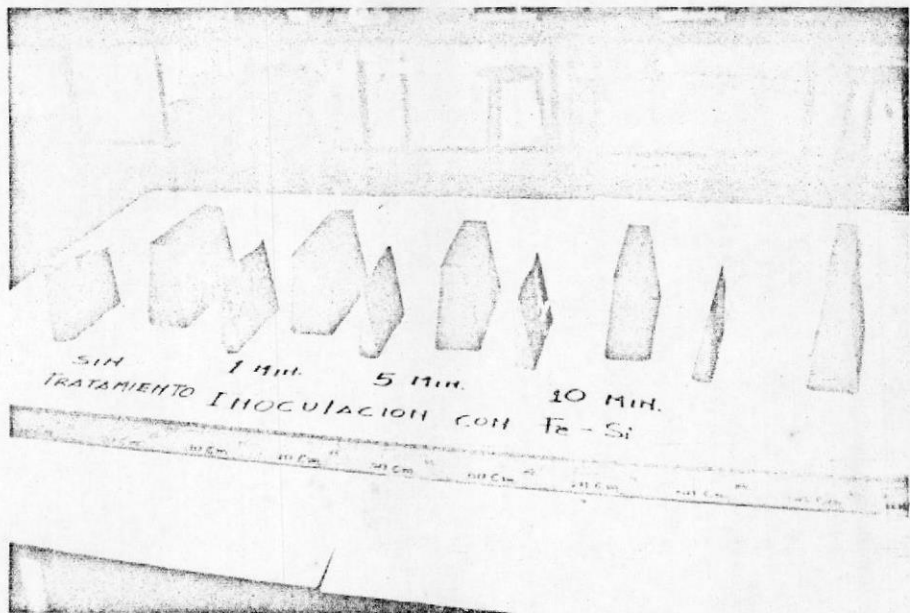


Fig.25 A.-Cuñas inoculadas con inoculín.

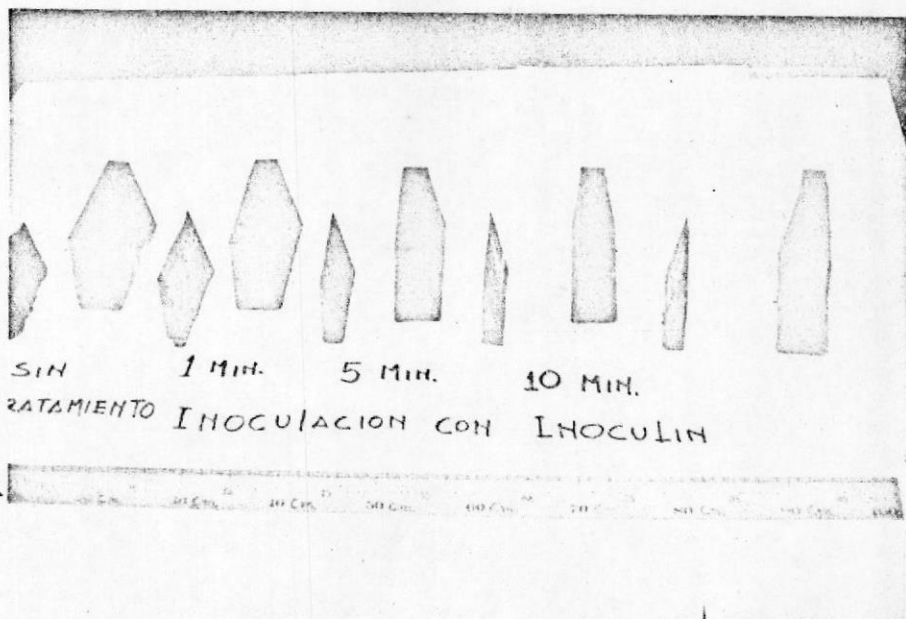


Fig.25 B.-Cuñas inoculadas con ferrosilicio.

silicio ó carbono antes del colado produciéndose una gran disminución de la tendencia a solidificar carburo en vez de grafito.

También se expone en la fotografía Fig. 23, todos los elementos usados para la toma de muestras, se observan el molde metálico para la cuña de temple y dos tipos de cuña, siendo la una pequeña la correspondiente a la norma ASTM de 1" la que tampoco dió resultado para los casos ensayados.

De todas maneras, al final de la experimentación se contó con los equipos de fusión y análisis químicos y los resultados de estos ensayos se encuentran a continuación:

7.1		% C	% S	
2.741	} 2.763		0.103 {	
2.812				0.1017
2.737				0.094
			0.099	

8.1		% C	% S	
2.744	} 2.737		0.1165 {	
				0.1191
2.730				0.1139

9.1		% C	% S	
3.684	} 3.605		0.134 {	
3.614				0.132
3.518				0.136
			0.134	

9.2		% C	% S	
3.012	} 3.036		0.114 {	
3.019				0.113
3.079				0.114
			0.115	

E. ANALISIS METALOGRAFICO.

E.1. OBSERVACION DE MICROESTRUCTURA.

Tales determinaciones implican el conocimiento del tipo de grafito eutéctico presente en forma laminar Fig.18 (Flake Grafite) procedente de la solidificación normal. La longitud de las láminas de grafito Fig.21, de acuerdo con el método comparativo con cartas preparadas por la ASTM y la AFS que existen para el efecto y que indican su uso mediante una observación microscópica del material a 100 X de resolución total. También se detectó en cada caso la matriz de la microestructura y se tomó una microfotografía.

Para llegar a la observación microscópica se tuvieron que realizar todos los pasos previos que son necesarios en metalografía para lograr en la probeta una superficie especular. Se hicieron cortes de las probetas de tracción con máquinas de disco de abrasivo de carburo de silicio provista con líquido refrigerante para evitar el calentamiento del material durante el corte, detalle de importancia ya que la elevación excesiva de temperatura de la superficie de corte pue-

de repercutir en un detrimento de la estructura del material, tal como el arranque de partículas de grafito. Posteriormente tomamos muestras de la probeta escalonada fig.24 , la cual nos demuestra el efecto de la inoculación de diferentes espesores.

Siguiendo la secuencia de acciones del trabajo metalográfico se embutieron los trozos cilíndricos de hierro en forma de pastillas con resinas moldeables y estabilizables bajo efectos combinados de presión y temperatura.

Después del embutido, haciendo cilindros de 1" de diámetro y 5/8" de altura, se efectuó el pulido intermedio en mesas LUNN en las cuales se ubican papeles STRUERS 220, 320, 400 y 600. El pulido final se practicó con máquina struers de disco giratorio equipada con velocidades variables hasta 1.500 RPM, en la que se ubican telas impregnadas con abrasivas de diferentes granulometría y naturaleza, tales como pasta de alúmina Struers de menos de una micra.

Se dió por incluido el pulido después de actuar alternativamente con pasos de ataque químicos y pulidos con alúmina, tratando de eliminar la capa de material distorcionado provocado por trabajos mecánico en la superficie pulida.

En las superficies así preparadas se observaron en el microscopio, los defectos del pulido y se recogieron. Las probetas sin ataque sirvieron para la determinación de tipo de solidificación y longitud de las láminas de grafito. Después de esta observación se procedió al ataque químico con Nital al 3% para que se manifieste la microestructura típica del material.

La morfología superficial indica de manera clara cual puede ser el comportamiento mecánico de la aleación, relación que es de mucho interés en este trabajo, por cuanto que lo que se quiere al inocular un hierro, es homogenizar sus propiedades a través de una mejor configuración estructural. Los resultados se encuentran en la tabla #1 y en las microfotografías del 1 al 10.

En las últimas experiencias se tomó muestras de cada escalón de la probeta escalonada para su estudio metalográfico y poder demostrar el efecto de la inoculación a diferentes espesores; esto se puede observar en la fig. 27, 28, 29 y 30.

F. ENSAYOS MECANICOS.

F.1. MEDICIONES DE NUMERO DE DUREZA BRINELL.

Para tal efecto se utilizó una máquina AMETEK se efectuaron los ensayos con cargas de 1.500 Kg. y con un indentador de bola de acero de 10 mm., de diámetro. Se cuidó de que la superficie ensayada fuese bien preparada, tal como la resultante del corte en la máquina DISCOTOM. Las mediciones de las huellas se hicieron con un microscopio Baush & Lomb con poder de resolución de 30X con ocular micrométrico de lectura hasta en 0.1 de mm. Los resultados se encuentran en la tabla # 1, y 2.

F.2. ENSAYO DE RESISTENCIA A LA TRACCION.

En estos ensayos se utilizaron: Máquina Universal de ensayos mecánicos, Versatester 30 M e Instron 1128.

En estas máquinas se usaron las probetas según fig. 31 y los resultados se encuentran en la tabla 1.

G. DISCUSION DE RESULTADOS.

El mejoramiento de las fundiciones de hierro por medio del proceso de inoculación implica ciertas modificaciones en la estructura normal de solidificación del grafito laminar. Para llegar a establecer esta aceveración de carácter muy generalizado por la experiencia de fundidores como investigadores, ha sido necesario en el presente caso hacer experimentaciones afectadas por limitaciones muy severas de los sitios de trabajo, dados por circunstancias muy particulares debido a las precarias instalaciones donde se efectuaron las tomas de muestras.

Se ha tenido necesidad de ensayar diferentes aspectos que aunque son relacionados con el objetivo del tema, no debieron ser objeto del trabajo que en la práctica demandaron. Tales actividades han estado relacionadas con: ensayos para selección de cuña de temple adecuada para la producción local; ensayo sobre el proceso de inoculación de acuerdo a los métodos de trabajo y ensa-

yo sobre mejor método de control de temperatura.

En cuanto a la experimentación seguida para seleccionar una cuña de temple que proporcione datos fácilmente observables, se tuvieron que ensayar diseños propuestos por normas DIN y ASTM que indican hacer moldes de arena de corazones con cavidades cuneiformes, en diferentes tamaños de acuerdo a la composición química del material, resultado de esta aplicación de normas, manifestaron poca sensibilidad de las cuñas, a tal grado que se hace difícil establecer diferenciación entre una probeta obtenida de un material sin inocular que de otro inoculado. Los resultados de la cuña usada se observan en la fig.25 y se nota el cambio de material de blanco a gris.

El método de realizar la inoculación también acarreó ciertas dificultades motivadas por la inexperiencia con el manejo del proceso mismo, se aplicaron los métodos que dice la información bibliográfica pero hubieron factores que impedían el éxito del proceso, tal es el caso de hacer uso de un material como ferro-silicio granulado para realizar la inoculación en el molde, el cual quedaba sin disolverse y tendía a flotar en la superficie superior de la pieza o como en el caso de inocular en la

cuchara de transferencia, hacerlo depositando la ferroaleación previamente pesada en el fondo de la misma, y cuando se recibía el metal el inoculante también tenía tendencia a flotación formando escoria. En este caso la técnica de inoculación en el chorro fue la que derivó éxito en el proceso.

Otro tipo de problemas que tuvieron que resolverse sobre la marcha de la experimentación fue la de encontrar un método efectivo para la medición de la temperatura del caldo, los primeros ensayos se hicieron usando termocuplas tipo K en el chorro del metal en el canal de sangrado, se encontró que la protección metálica de la termo cupla se disolvía en el metal fundido y por consiguiente la termo-cupla también, sin poseer elementos revestidos o protegidos de material cerámico, no fué posible hacer una medición de temperatura con precisión, esto determinó que se usara pirómetro óptico de filamento con lo cual se pudo obviar de manera satisfactoria este inconveniente.

En relación directa con la experimentación se ensayaron dos tipos de inoculantes, uno de carácter comercial preparado para el caso por Foseco y que responde al nombre de inoculín, y otro muy conocido en nuestro medio que es el ferro-silicio al 75% usado por lo general para intro-

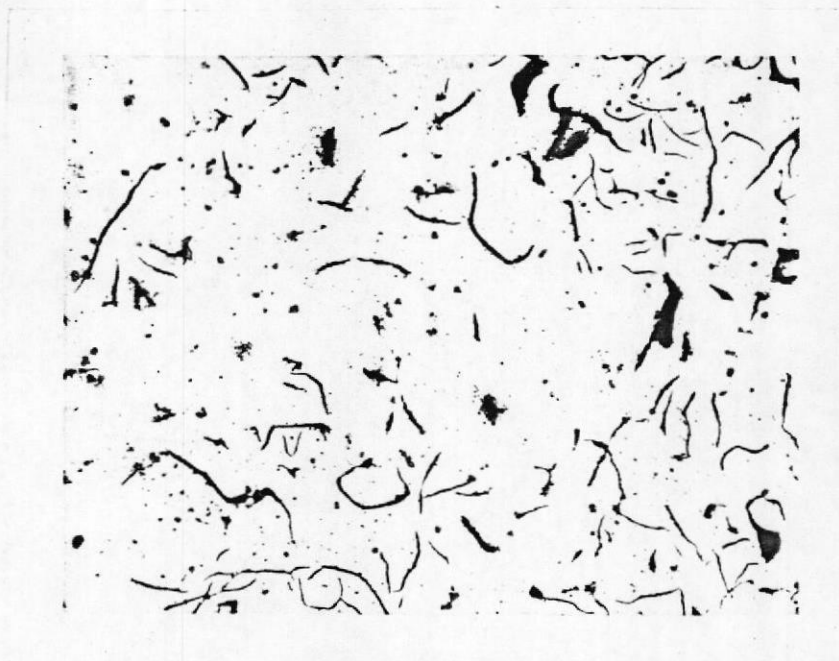
ducirlo en las cargas del metal en el cubilote.

Los ensayos efectuados con esta finalidad determinaron a través de observación microscópica y de cuña de temple, que el producto preparado por Fosco es mas efectivo, aunque en un trabajo similar ingenieros mexicanos han demostrado que la efectividad de tales inoculantes es similar. En las experiencias 5, 6 y 7 se aprecia cambios efectivos en microestructuras y propiedades mecánicas. Las experiencias anteriores no indican cambios notorios posiblemente debido al elevado contenido de carbono equivalente, ya que es costumbre hacer fusión de materiales delgados recomendados para las dimensiones de los hornos de cubilote usados.

Otro tipo de experimentación relacionado con el propósito de este trabajo tuvo que ver con variaciones de porcentajes de inoculantes, con datos escogidos de fabricantes de estos materiales y la información bibliográfica revisada, en principio en las 5 experiencias preliminares se hizo uso de porcentajes máximos y mínimos de inoculante, desde el 15% hasta el 30%, no encontrando en ningún caso efectividad en los tratamientos hechos, las causas pudieron deberse a temperatura del material, a composición química de elevado carbono

equivalente citado y granulometría del inoculante.

En las tres últimas experiencias se uso separadamente 0.25% de inoculín y 0.25% ferro-silicio tamizado para granos retenidos en mallas 30-40 proporcionando esta práctica con mejor con-rol de temperatura y una adecuada selección de materiales de carga, resultados positivos del proceso, como lo demuestran las microfotografías en el tipo y tamaño de solidificación de grafito, ensayos de tracción y dureza y la solidificación del metal en las probetas escalonadas de las que la inoculada con inoculín posee características mecánicas muy homogéneas en todos los espesores.



3% Nital

100X

Experiencia N° 1

Sin inoculación

Grafito Tipo A

Tamaño 3-5

MICROFOTOGRAFIA N° 1



3% Nital

100X

Experiencia N° 1

.25% de Inoculín

Grafito Tipo A

Tamaño 3-5

MICROFOTOGRAFIA N° 2



3% Nital

100X

Experiencia N° 2

.15% de Inoculín

Grafito Tipo A

Tamaño 3-5

MICROFOTOGRAFIA N° 3



3% Nital

100X

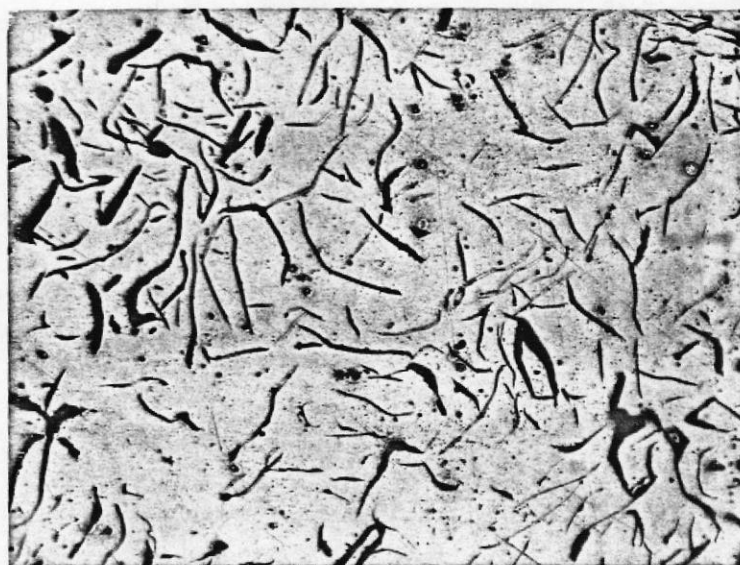
Experiencia N° 2

.25% de Inoculín

Grafito Tipo A

Tamaño 3-5

MICROFOTOGRAFIA N° 4



3% Nital

100X

A 1' de Inoculada

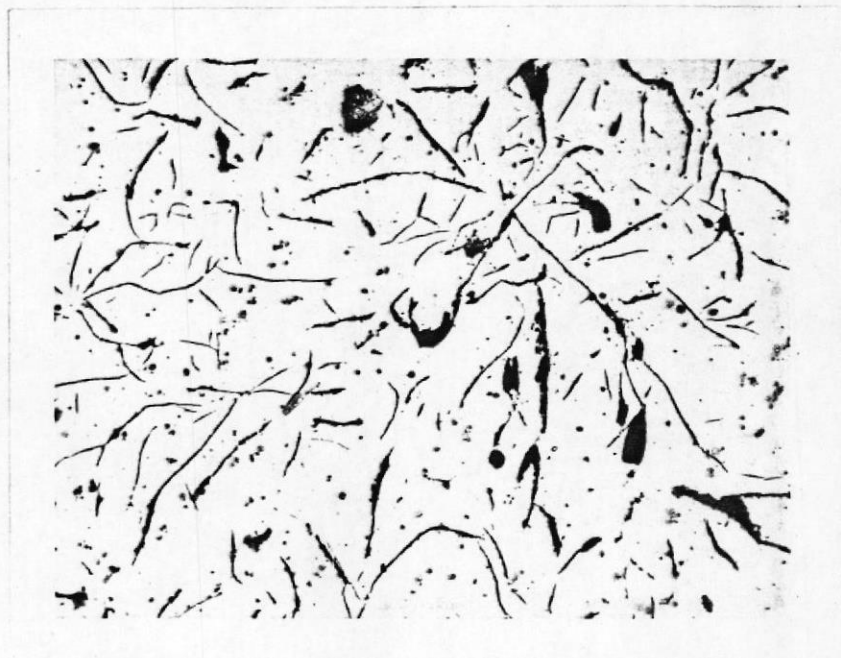
Experiencia N° 3

.25% de inoculín

Grafito Tipo A

Tamaño 3-5

MICROFOTOGRAFIA N° 5



3% Nital

100X

A 5' de inoculada

Experiencia N° 3

.25% de inoculín

Grafito Tipo A

Tamaño 3-5

MICROFOTOGRAFIA N° 6



3% Nital

100X

A 10' de inoculada

Experiencia N^o 3

.25% de inoculín

Grafito Tipo A

Tamaño 3-5

MICROFOTOGRAFIA N^o 7



3% Nital

100X

Material de fábrica

Experiencia N° 3

Sin inocular

Grafito Tipo A

Tamaño 3-5

MICROFOTOGRAFIA N° 8



3% Nital

100X

Experiencia N° 4

.25% de Ferrosilicio

Grafito Tipo A

Tamaño 3-5

MICROFOTOGRAFIA N° 9



3% Nital

100X

Experiencia N° 5

.25% de Ferrosilicio

Grafito Tipo A

Tamaño 3-5

MICROFOTOGRAFIA N° 10

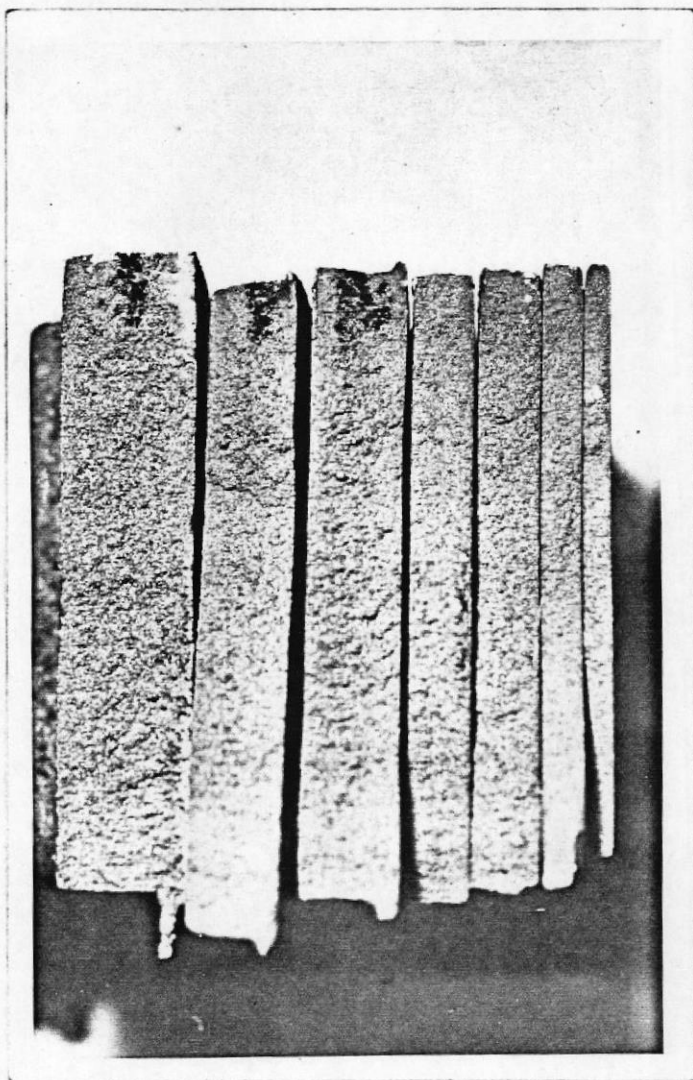


Fig. 27

Probeta escalonada.

Inoculada con inoculín de Foseco.

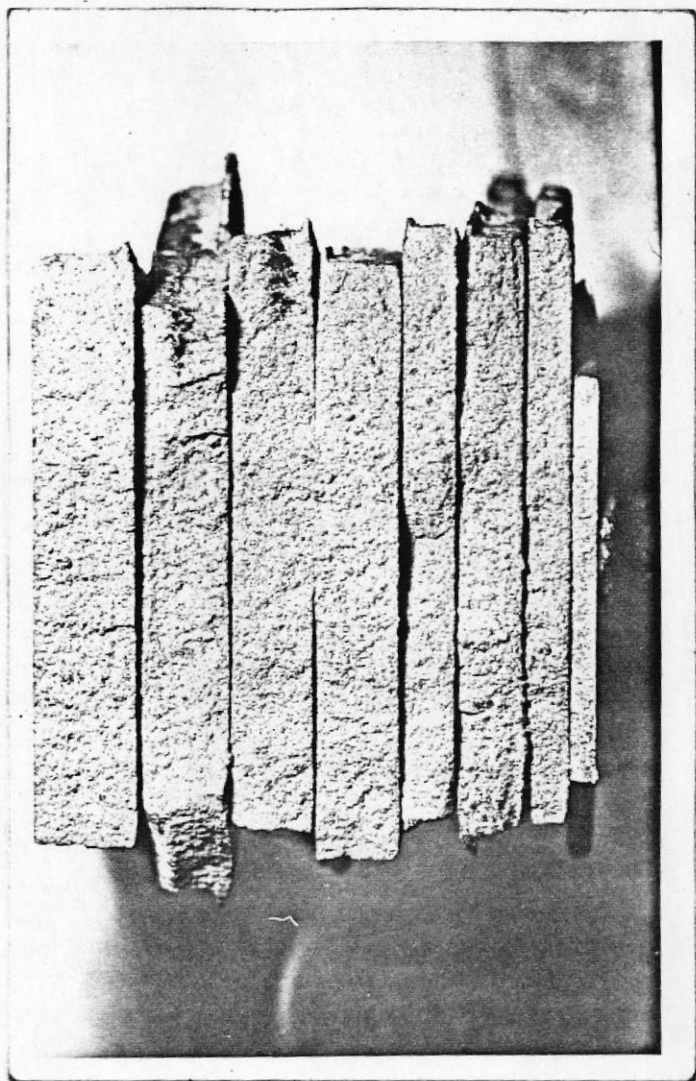


Fig.28
Probeta escalonada.
Inoculada con Ferrosilicio.

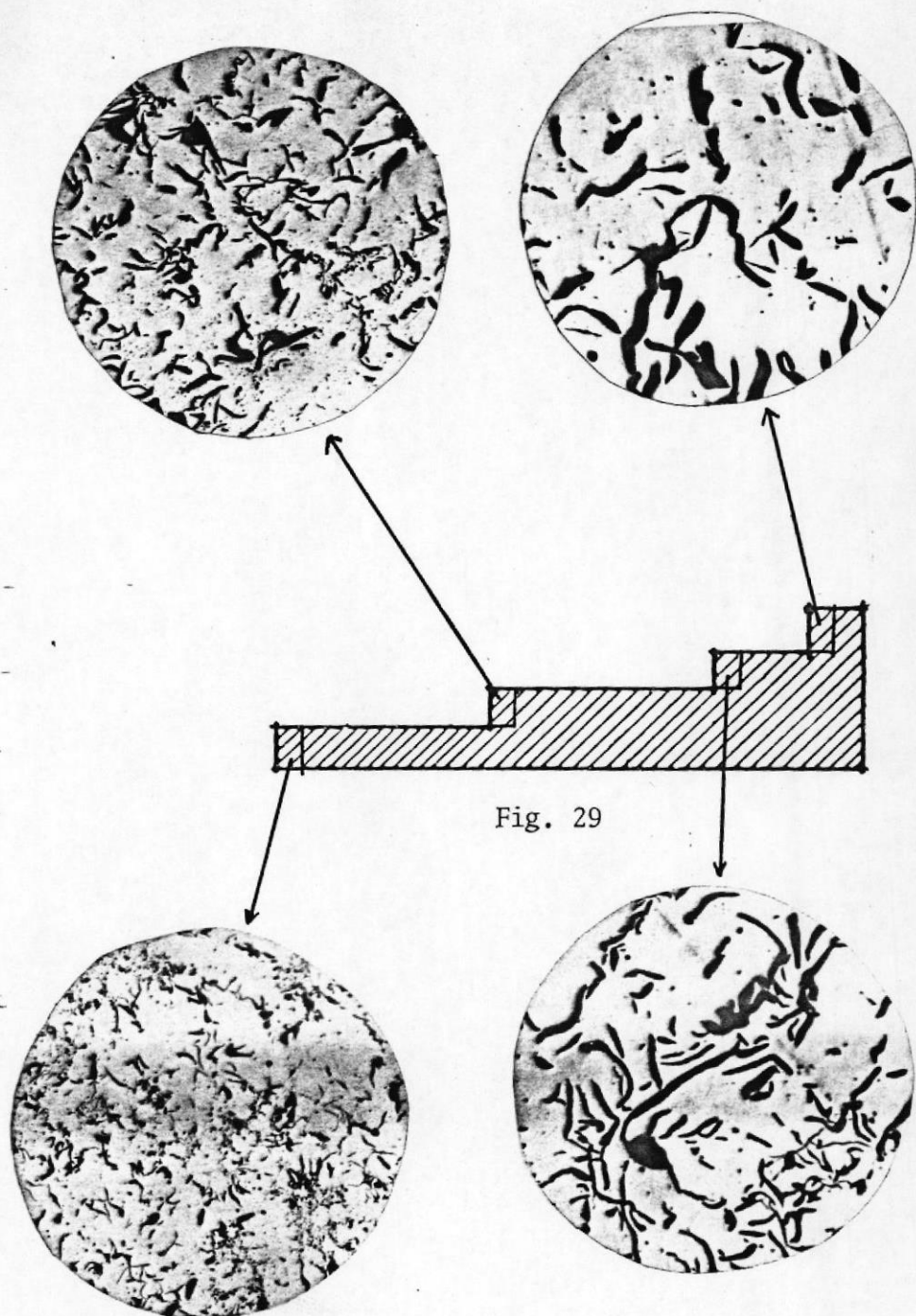


Fig. 29

Inoculada con inoculin

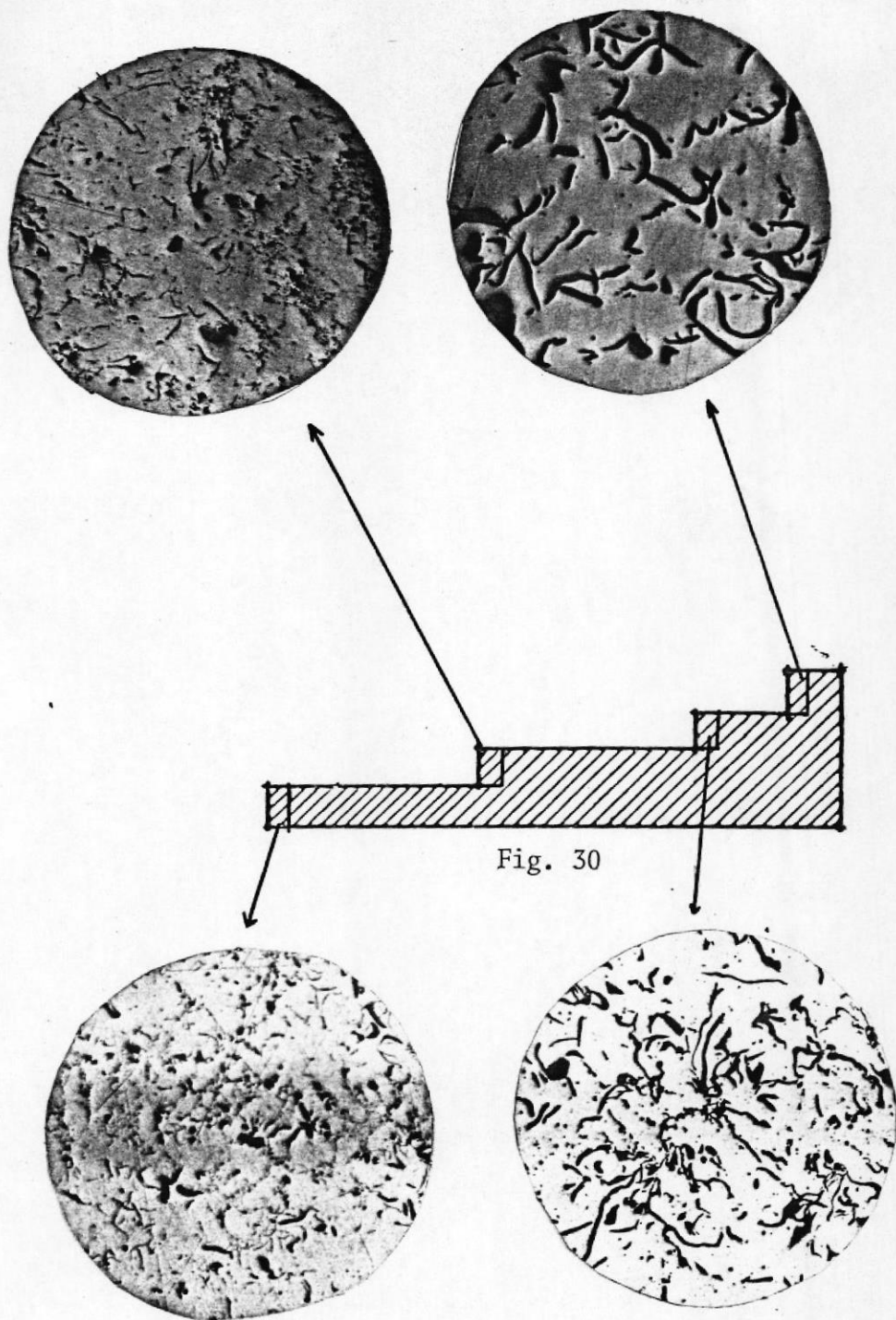
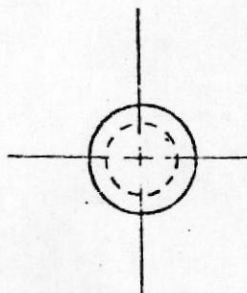
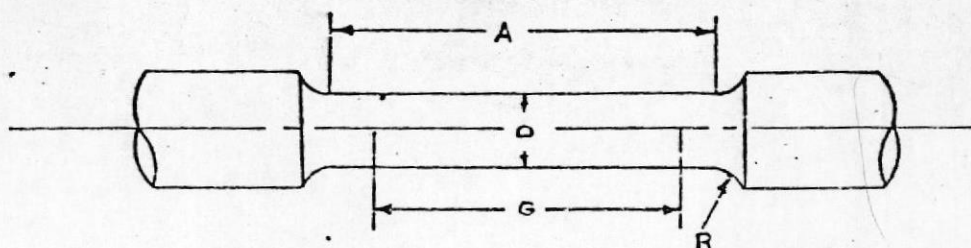


Fig. 30

Inoculada con ferrosilicio



Probeta de tracción.

Fig. 31.

Dimensiones	in. (mm.)
G	2.000 + 0.005 (50.8 \pm 0.13)
D	0.500 + 0.010 (13 \pm 0.25)
R	3/8 min. (9.5, min.)
A	2 1/4 min. (5.7. min.)

TABLA I

EXPERIENCIA	MUESTRA	SECCION DE LA PROBETA	RESISTENCIA A LA ROTURA	DUREZA BRINELL	INOCULANTE	ACERO EN LA CARGA	TIPO DE GRAFITO	TAMAÑO DE GRAFITO	OBSERVACION
		mm ²	kg/mm ²	BHN	%	%			
1	1		26.9	222	.25		A	3-5	Cubilote 550 mm inoculación en el
	2		27.8	222	.15		A	3-5	Molde temperatura 1430 °C
	3		28.7	222	0		A	3-5	Inoculin
2	1		22.6	182	.15		A	3-5	Cubilote 550 mm inoculación en el
	2		22.9	187	.25		A	3-5	Crisol inoculin temperatura 1400 °C
3	1		23.3	222	.25		A	3-5	Cubilote 600 mm inoculación en el
	2		25.1	222	.25		A	3-5	Crisol temperatura 1400 °C
	3		21.2	207	.25		A	3-5	Inoculin
	4		24.2	222	0		A	3-5	
4	1		15.3	140	0		A-B	3-5	Cubilote 600 mm inoculación en el
	2		15.3	135	.25		A-B	3-5	Crisol temperatura 1270
	3		17.9	170	.25		A-B	3-5	Ferrosilicio
5	1		17.9	200	.25		A	3-4	Cubilote 600 mm inoculación en
	2		18.3	209	.25		A	3-5	El crisol temperatura 1300 °C
	3		13.6	200	.25		A	3-5	Inoculin
	4		19.7	200	0		A	3-4	
6	1	346	18	230	.25	30	A	5-6	Cubilote 330 mm inoculación en el
	2	346	32	230	.25	30	A	5-6	Pico desangrado inoculin temperatura 1440

TABLA 2

DUREZA BRINELL CON 1.500 Kg						
MUESTRA	ENSAYOS			PROMEDIO	BHN	OBSERVACION
	1	2	3			
1 A	2.60	2.60	2.62	2.61	2.78	
2 A	2.73	2.70	2.72	2.72	2.57	
3 A	2.80	2.80	2.80	2.80	2.39	
4 A	2.80	2.85	2.80	2.82	2.39	
5 A	2.85	2.90	2.90	2.88	2.30	
6 A	2.90	2.90	2.90	2.90	2.22	
1 B					437	con 3.000 kg rompio
2 B	2.35	2.45	2.52	2.44	313	
3 B	2.72	2.72	2.72	2.72	257	
4 B	2.80	2.80	2.80	2.80	239	
5 B	2.90	2.90	2.90	2.90	222	
6 B	2.90	2.90	2.90	2.90	222	
1 C	2.50			2.50	301	rompio
2 C	2.70	2.70	2.70	2.70	257	
3 C	2.90	2.90	2.85	2.88	230	
4 C	2.90	2.90	2.90	2.90	222	
5 C	2.90	2.90	2.90	2.90	222	
6 C	2.90	2.90	2.90	2.90	222	

CAPITULO V

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

Después de examinar el capítulo anterior donde se ha tratado de establecer la técnica que ha dado mejores resultados para una inoculación efectiva, y después de ver los resultados obtenidos en los materiales inoculados, se sacan las siguientes conclusiones y recomendaciones.

Que la inoculación en el chorro de sangrado es la más efectiva de todas las que se probaron en ésta experiencia.

La probeta escalonada es la que mejor demuestra de la acción inoculante a diferentes espesores.

Los mejores resultados se lograron inoculando con 0.25% de inoculante, tamizado para granos retenidos en mallas 30-40.

Se debe llevar un buen control de carga, trabajando con bajos valores de carbono y silicio.

Que la temperatura de colado este sobre los 1.400°C.

