

UNIVERSIDAD NACIONAL DE INGENIERIA

FACULTAD DE INGENIERÍA GEOLÓGICA, MINERA Y METALÚRGICA



TESIS

**“ESTUDIO SOBRE LAS CARACTERISTICAS ,
PRODUCCION Y PROPIEDADES DE LAS
FUNDICIONES DE HIERRO”**

PARA OPTAR EL TITULO PROFESIONAL DE:

INGENIERO DE MINAS

ELABORADO POR:

CÉSAR AUGUSTO SAMANÉZ VERGARA

LIMA-PERU

1976

A MI
ESPOSA

MI AGRADECIMIENTO A LOS PROFESORES DE LA
FACULTAD DE MINAS - METALURGIA A LOS CUA
LES DEBO MI FORMACION PROFESIONAL Y AL
REINO DE BELGICA QUE ME DIO LA OPORTUNI-
DAD DE AMPLIAR MIS CONOCIMIENTOS EN LA
UNIVERSIDAD DE GANTE.

**ESTUDIO SOBRE LAS CARACTERÍSTICAS, PRODUCCION
Y PROPIEDADES DE LAS FUNDICIONES DE FIERRO**

CAPITULO I

- 1.0.0.0 CONSTITUCION DE LAS FUNDICIONES.
- 1.0.1.0 Ferrita.
- 1.0.2.0 Austenita.
- 1.0.2.1 Cementita.
- 1.0.2.2 Perlita.
- 1.0.3.0 Sorbita.
- 1.0.3.1 Bainita.
- 1.0.3.2 Martensita.
- 1.0.4.0 Fosfuros y Sulfuros.
- 1.0.4.1 Azufre y Manganeso.
- 1.0.4.2 Grafito.
- 1.1.0.0 SOLIDIFICACION DE LAS FUNDICIONES
- 1.1.1.0 Mecanismo de la solidificación.
- 1.1.2.0 Aleación hipoeutéctica.
- 1.1.2.1 Aleación eutéctica.
- 1.1.2.2 Aleación hipereutéctica.
- 1.1.3.0 Diagrama de Maurer.
- 1.1.3.1 Diagrama de Whlitzsch y Welchelt.
- 1.1.3.2 Diagrama de Laplanche.
- 1.1.4.0 Equivalente en carbono e índice de saturación.
- 1.1.4.1 Diagrama de Ossann.
- 1.1.4.2 Transformación de la austenita al estado sólido.
- 1.1.5.0 Elementos de constitución de la fundición base.
- 1.1.5.1 Influencia del grafito en la fundición.
- 1.1.5.2 Influencia de los constituyentes de la matriz.
- 1.1.6.0 Fundiciones perlíticas ordinarias.
- 1.1.6.1 Condiciones para obtener una buena fundición base para alearla.
- 1.2.0.0 ROL DE LOS ELEMENTOS BASE EN LA CONSTITUCION DE LAS FUNDICIONES.
- 1.2.1.0 Fierro.
- 1.2.2.0 Carbono.
- 1.2.3.0 Silicio.
- 1.2.4.0 Azufre.
- 1.2.5.0 Neutralización del azufre por el manganeso.
- 1.2.6.0 Desulfuración de las fundiciones.

- 1.2.7.0 Manganeseo.
- 1.2.8.0 Fósforo.
- 1.3.0.0 FORMAS DEL GRAFITO EN LAS FUNDICIONES.
- 1.3.1.0 Grafito en lamelas.
- 1.3.2.0 Tipo A.
- 1.3.3.0 Tipo A₁.
- 1.3.4.0 Tipo B.
- 1.3.5.0 Tipo C.
- 1.3.6.0 Tipo D.
- 1.3.7.0 Dimensiones de las lamelas de grafito.
- 1.3.8.0 Otras formas de grafito.
- 1.3.8.1 Grafito en crabas o nódulos.
- 1.3.8.2 Grafito esferoidal.
- 1.4.0.0 ROL DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION.
- 1.4.1.0 Generalidades.
- 1.4.2.0 Cromo.
- 1.4.3.0 Niquel.
- 1.4.4.0 Cobre.
- 1.4.5.0 Molibdeno.
- 1.4.6.0 Estaño.
- 1.4.7.0 Vanadio.
- 1.4.8.0 Teluro.
- 1.4.9.0 Tabla sinóptica de los principales elementos de aleación.

CAPITULO II

- 2.0.0.0 LA ESTRUCTURA DE LAS FUNDICIONES GRISES.
- 2.0.1.0 Fundición con matriz perlítica.
- 2.0.2.0 Fundición con matriz perlito-ferrítica.
- 2.0.3.0 Fundiciones perlíticas que contienen carburos.
- 2.0.4.0 El eutectico fosforoso.
- 2.1.0.0 LA ESTRUCTURA DE LAS FUNDICIONES BLANCAS.
- 2.1.1.0 Fundiciones blancas hipereutécticas.
- 2.1.2.0 Fundiciones blancas eutécticas.

- 2.1.3.0 Fundiciones blancas hipoeutécticas.
- 2.1.4.0 Fundiciones intermedias.
- 2.3.0.0 CARACTERISTICAS FISICAS Y MECANICAS.
- 2.3.1.0 Influencia del grafito.
- 2.3.2.0 Influencia de la matriz.
- 2.3.3.0 Sensibilidad al espesor.
- 2.3.4.0 Influencia del modo de fusión y de la temperatura de colada.
- 2.3.5.0 Relaciones entre las características mecánicas.
- 2.3.6.0 Caso de las fundiciones de alta resistencia.
- 2.4.0.0 LA INOCULACION Y LAS FERRO-ALEACIONES.
- 2.4.1.0 Generalidades.
- 2.4.2.0 Control de la inoculación.
- 2.4.3.0 Cantidad de inoculantes.
- 2.4.4.0 Teoría de la inoculación.
- 2.4.5.0 Ventajas de la inoculación.
- 2.4.6.0 Como inocular.
- 2.4.7.0 Los inoculantes.
- 2.4.8.0 Consejos prácticos para la adición de las ferro-aleaciones.
- 2.4.9.0 El silicio como recubrimiento para los moldes.

CAPITULO III

- 3.0.0.0 LAS FUNDICIONES MALEABLES.
- 3.0.1.0 Los tipos de maleable.
- 3.0.2.0 Análisis de la maleable.
- 3.0.2.1 Maleable con núcleo blanco.
- 3.0.2.2 Maleable con núcleo negro.
- 3.0.2.3 Maleable perlítica.
- 3.0.3.0 Rol de los elementos principales.
- 3.0.3.1 Carbono y silicio.
- 3.0.3.2 Azufre y manganeso.
- 3.0.3.3 Fósforo.
- 3.0.4.0 Efecto de los elementos de aleación.
- 3.0.4.1 Cromo

- 3.0.4.2 Cobre.
- 3.0.4.3 Níquel.
- 3.0.4.4 Molibdeno.
- 3.0.4.5 Aluminio.
- 3.0.4.6 Titano.
- 3.0.4.7 Zirconio.
- 3.0.4.8 Bismuto.
- 3.0.4.9 Boro.
- 3.0.5.0 Teoría de la grafitización.
- 3.0.5.1 Grafitización primaria.
- 3.0.5.2 Grafitización secundaria.
- 3.0.5.3 Efecto de los diversos elementos químicos sobre la grafitización.
- 3.0.6.0 Recocido de las fundiciones maleables.
- 3.0.6.1 Maleable con núcleo blanco.
- 3.0.6.2 Maleable con núcleo negro.
- 3.0.6.3 Maleable perlítica.
- 3.0.7.0 Estructura de la maleable.
- 3.0.7.1 Fundición maleable con núcleo negro.
- 3.0.7.2 Fundición maleable con núcleo blanco.
- 3.0.7.3 Estructuras perlíticas.
- 3.0.7.4 Estructuras diversas.
- 3.0.8.0 Defectos de la maleable.
- 3.0.8.1 Defectos imputables a la composición química del metal.
- 3.0.8.2 Defectos imputables al ciclo de recocido.
- 3.0.8.3 Defectos imputables al moldeo o a las materias primas del recocido.
- 3.0.9.0 Composición de las cargas.
- 3.0.9.1 Fundiciones nuevas.
- 3.0.9.2 Retornos y piezas malogradas.
- 3.0.9.3 Cargas de acero.
- 3.0.9.4 Algunos ejemplos de cargas.
- 3.1.0.0 LAS FUNDICIONES NODULARES.
- 3.1.1.0 Introducción.
- 3.1.2.0 Teoría de la solidificación de las fundiciones con grafito esferoidal.

- 3.1.3.0 Tratamientos de las fundiciones nodulares.
- 3.1.4.0 Fundiciones con grafito esferoidal por tratamiento con cerio.
 - 3.1.4.1 Tratamiento simple.
 - 3.1.4.2 Tratamiento doble.
 - 3.1.4.3 Elaboración del metal.
 - 3.1.4.4 Características mecánicas.
- 3.1.5.0 Fundición con grafito esferoidal. Tratamiento por el magnesio.
 - 3.1.5.1 Naturaleza del tratamiento.
 - 3.1.5.2 Colado.
 - 3.1.5.3 Características mecánicas.
 - 3.1.5.4 Algunas características de diferentes fundiciones nodulares.
 - 3.1.5.5 Empleo del calcio para elaborar las fundiciones nodulares.
- 3.1.6.0 Fundiciones con grafito esferoidal. Tratamiento por el azufre y selenio.
 - 3.1.6.1 Características mecánicas.
- 3.1.7.0 Tratamiento térmicos de las fundiciones con grafito esferoidal.
 - 3.1.7.1. Estabilización.
 - 3.1.7.2 Recocido de ferritización.
 - 3.1.7.3 Normalización y revenido.
 - 3.1.7.4 Temple y revenido.
 - 3.1.7.5 Características mecánicas.
 - Alargamiento.
 - Resistencia a la tracción.
 - Módulo de elasticidad.
 - Estabilidad de estructuras.
 - Resistencia al choque térmico.
 - 3.1.7.6 Temples Isotérmicos.
 - Temple bainítico.
 - Temperatura de calentamiento.
 - Temperatura del baño.
 - Tiempo de la pieza en el baño de sal.
 - 3.1.7.7 Temple Isotérmico martensítico (Martempering).
 - Características mecánicas obtenidas.

CAPITULO IV

- 4.0.0.0 LAS FUNDICIONES ACICULARES.
- 4.0.1.0 Generalidades.
- 4.0.2.0 Fundición base.
- 4.0.3.0 Elaboración.
- 4.0.4.0 Moldeo y colada.
- 4.0.5.0 Tratamientos térmicos.
- 4.0.6.0 Propiedades mecánicas.
- 4.1.0.0 LAS FUNDICIONES AUSTENITICAS.
- 4.1.1.0 Generalidades.
- 4.1.2.0 Composición de las fundiciones Ni-Resist.
- 4.1.3.0 Propiedades físicas y mecánicas de las fundiciones Ni-Resist.
- 4.1.4.0 Tratamientos térmicos.
- 4.2.0.0 LAS FUNDICIONES RESISTENTES AL CALOR.
- 4.2.1.0 Generalidades.
- 4.2.2.0 Las fundiciones ordinarias de moldeo.
- 4.2.2.1 Las fundiciones perlíticas.
- 4.2.2.2 Las fundiciones al manganeso.
- 4.2.3.0 Las fundiciones con tenor moderado en cromo.
- 4.2.3.1 Las fundiciones al níquel-cromo.
- 4.2.3.2 Las fundiciones con tenor moderado en cromo.
- 4.2.4.0 Las fundiciones ferríticas al cromo.
- 4.2.4.1 Las fundiciones ferríticas al silicio.
- 4.2.4.2 Las fundiciones austeníticas.
- 4.2.5.0 Influencia del grafito esferoidal.
- 4.3.0.0 LAS FUNDICIONES RESISTENTES A LA CORROSION.
- 4.3.1.0 Fundiciones levemente aleadas.
- 4.3.2.0 Fundiciones con alto tenor en níquel.
- 4.3.3.0 Fundiciones con alto tenor en cromo.
- 4.3.4.0 Fundiciones con alto tenor en silicio.
- 4.4.0.0 LAS FUNDICIONES RESISTENTES A LA ABRASION.
- 4.4.1.0 Las fundiciones no aleadas.
- 4.4.2.0 Las fundiciones con alto tenor en cromo.

- 4.4.3.0 Las fundiciones poco aleadas tratadas térmicamente.
- 4.4.4.0 Las fundiciones Ni-Hard.

CAPITULO V

- 5.0.0.0 TRATAMIENTOS TERMICOS DE LAS FUNDICIONES GRISES.
- 5.1.0.0 Generalidades.
- 5.2.0.0 Estabilización.
- 5.2.1.0 Generalidades.
- 5.2.2.0 Origen de las contracciones internas.
- 5.2.3.0 Consecuencia de las contracciones internas.
- 5.2.3.1 Disminución de la resistencia mecánica de la pieza.
- 5.2.3.2 Deformación de la pieza.
- 5.2.3.3 Ruptura de la pieza.
- 5.2.4.0 Influencia de la temperatura del tratamiento.
- 5.2.5.0 Influencia del tiempo a temperatura.
- 5.2.6.0 Influencia de la velocidad de enfriamiento.
- 5.2.7.0 Influencia de los valores de las contracciones internas iniciales.
- 5.2.8.0 Influencia del envejecimiento a la intemperie.
- 5.2.9.0 Ejemplos de tratamiento de estabilización.
- 5.3.0.0 ABLANDAMIENTO POR FERRITIZACION.
- 5.3.1.0 Generalidades.
- 5.3.2.0 Mecánismo del tratamiento.
- 5.3.3.0 Temperatura y tiempo del tratamiento de ablandamiento.
- 5.3.4.0 Ferritización a baja temperatura.
- 5.3.5.0 Ferritización a temperatura moderada..
- 5.3.6.0 Tratamiento a temperatura elevada de descomposición de los carburos libres.
- 5.3.7.0 Influencia de la composición química.
- 5.3.8.0 Influencia sobre las propiedades.
- 5.3.8.1 Maquinabilidad.
- 5.3.8.2 Otras propiedades.
- 5.3.9.0 Ejemplo de piezas sometidas normalmente a un tratamiento térmico de ablandamiento.

- 5.4.0.0 TEMPLE Y REVENIDO.
- 5.4.1.0 Generalidades.
- 5.4.2.0 Temple en la masa.
- 5.4.2.1 Generalidades.
- 5.4.2.2 Fundiciones grises susceptibles a sufrir un tratamiento de temple en la masa.
- 5.4.2.3 Procesos de tratamiento.
 - Austenitización.
 - Enfriamiento.
 - Revenido.
- 5.4.2.4 Características de la fundición despues del temple en la masa.
 - Características determinadas por el revenido.(1)
 - Dureza.
 - Resistencia al desgaste.
 - Resistencia a la tracción.
 - Resiliencia.
 - Límite de fatiga.
 - Maquinabilidad.
 - Características determinadas por la composición química.
 - Carbono y silicio.
 - Manganeso.
 - Cromo.
 - Molibdeno.
- 5.4.2.5 Aplicaciones.
- 5.4.3.0 Temples isotérmicos.
- 5.4.3.1 Generalidades.
- 5.4.3.2 Temple bainítico (Austempering).
 - Temperatura de calentamiento.
 - Temperatura del baño.
 - Tiempo en el baño de temple.
- 5.4.3.3 Temple isotérmico martensítico (Martempering).
- 5.4.3.4 Características mecánicas obtenidas.
- 5.4.4.0 Principios metalúrgicos fundamentales de los tratamientos térmicos de las fundiciones grises.

- 5.4.4.1 Composición química.
- 5.4.4.2 Velocidad de enfriamiento.

CAPITULO VI

- 6.0.0.0 EL MAGNETISMO DE LAS FUNDICIONES.
- 6.0.1.0 Influencia de los elementos sobre las propiedades magnéticas.
 - 6.0.1.1 Carbón.
 - 6.0.1.2 Silicio.
 - 6.0.1.3 Fósforo.
 - 6.0.1.4 Manganeso.
 - 6.0.1.5 Cobre.
 - 6.0.1.6 Cromo.
 - 6.0.1.7 Niquel.
- 6.0.2.0 Elección de las fundiciones amagnéticas.
- 6.1.0.0 LOS CONTROLES EN FUNDICION.
 - 6.1.1.0 El control del carbono en el cubilote.
 - 6.1.2.0 Control del equivalente en carbono.
 - 6.1.2.1 Método gráfico.
 - 6.1.2.2 Método experimental.
 - 6.1.2.3 Modo operativo.
 - 6.1.2.4 Precisión.
 - 6.1.3.0 Ensayos de colabilidad.
 - 6.1.3.1 Generalidades.
 - 6.1.3.2 Aplicaciones.
 - 6.1.4.0 Probetas de temple.
 - 6.1.4.1 Probetas del tipo triangular.
Tablas.
Especificaciones para las principales piezas de fierro fundido aleado de uso más común en la industria.

C A P I T U L O I

1.0.0.0 CONSTITUCION DE LAS FUNDICIONES

Las fundiciones de fierro, son un grupo de aleaciones constituidas esencialmente de fierro y de carbono, que contiene accesoriamente silicio, manganeso y otros elementos, donde el tenor en carbono es siempre lo suficientemente elevado para que la solidificación se lleve en el punto eutéctico E (diagrama 1-1).

Las fundiciones como los aceros, son aleaciones de fierro con algunas impurezas. Los dos elementos principales pueden existir al estado libre ó formar entre sí, combinaciones químicas de composición definida (cementita ó carburo de fierro Fe_3C).

Las aleaciones ferrosas pueden dar eutécticos a determinadas composiciones y compuestos y producir soluciones sólidas.

Los factores metalúrgicos que intervienen son de una parte los estados físicos del fierro que existen sobre dos formas alotrópicas principales: el fierro α y el fierro γ ; de otra parte, la velocidad de enfriamiento de la fundición y las proporciones relativas de cada uno de los elementos presentes.

El fierro α cristaliza en el sistema cúbico de cuerpo centrado, donde los átomos se depositan en los ocho vértices del cubo y un noveno ocupa el centro. Es magnético y disuelve solamente un poco de carbono en las fundiciones y se transforma a $725^{\circ}C$ en fierro γ ; el fierro γ cristaliza en el sistema cúbico de cara centrada donde los átomos están dispuestos en los ocho vértices del cubo y en el centro de cada una de las seis caras. No es magnético y puede disolver hasta 1.7 % de carbono.

El fierro y el carbono se presentan en los siguientes constituyen-

tes:

- a) Como elementos libres (grafito)
- b) Como combinaciones químicas de composición fija (cementita)
- c) Como soluciones sólidas de composición variable (austenita)
- d) Como mezclas eutectoides (perlita)

La naturaleza y las proporciones de estos constituyentes confieren a la fundición propiedades bien determinadas.

Se hace la clasificación de las fundiciones, en función de la presencia ó la ausencia de grafito, de su forma y de la tendencia micrográfica de la matriz.

Estos constituyentes, se ponen en evidencia por el análisis micrográfico, que consiste en examinar por reflexión en un microscopio la superficie pulida del metal. Mientras que el grafito aparece sin ataque en sus diferentes formas. Los otros constituyentes se revelan por un ataque con un reactivo ácido (nital) o uno alcalino (picrato de sodio) que los colorea más ó menos. Los diferentes constituyentes son:

1.0.1.0 Ferrita.-

La ferrita está formada por fierro α conteniendo en solución una baja cantidad de carbono (menos de 0.05 %), de 0.5 a 10 % de silicio, fósforo, manganeso y oxígeno.

Este constituyente es estable a menos de 725°C, es poco resistente pero muy dúctil y le comunica a las fundiciones cualidades de maleabilidad.

Es magnético y no es atacado por los reactivos ácidos que marcan

solamente los límites de los granos de la ferrita. La ferrita es ennegrecida por el bitartrato de potasio en solución.

1.0.2.0 Austenita.-

La austenita está formada por fierro γ conteniendo carbono en solución, no es estable a menos de 725°C pero puede existir a la temperatura ordinaria en las fundiciones austeníticas al níquel.

Este constituyente no es magnético, es un poco frágil, muy dúctil, poco oxidable y le confiere ciertas cualidades a la fundición cuando ella forma el principal constituyente.

La austenita es coloreada por todos los reactivos ácidos y se presenta al microscopio en forma geométrica poco coloreada.

La austenita, estable a alta temperatura se descompone durante el enfriamiento del metal y puede dar nacimiento a compuestos de transición llamados según su orden de formación: perlita, sorbita, bainita, martensita.

1.0.2.1 Cementita.-

Es un tricarburo de fierro, Fe_3C , que contienen 6.67 % de carbono en peso. Es un constituyente magnético muy duro y muy frágil, fácilmente oxidable y que aporta ciertas características a la fundición que lo contiene.

Este constituyente no es atacado por los reactivos ácidos, pero se colorea de negro por el picrato de sodio.

Por su gran dureza la cementita queda en relieve y se le puede distinguir sobre la superficie pulida.

1.0.2.2 Perlita.-

Este constituyente es una mezcla de finas placas alternadas de ferrita y de cementita, en una proporción constante (alrededor de una parte de cementita por siete partes de ferrita), teniendo un tenor de 0.85 % de carbono. Es un constituyente medianamente duro, resistente y poco maleable ($R_t = 85 \text{ Kg/mm}^2$ y $A \% = 12$).

La perlita es coloreada por todos los reactivos ácidos; esta coloración dá un efecto de relieve. La perlita se presenta sobre una forma de líneas sombreadas y claras alternadas, dando al ojo la ilusión de un gris nácar, de ahí el nombre de perlita. Estas líneas se distinguen solamente a partir de 350 aumentos debido al tamaño de las placas (lamelas de cementita 0.001mm).

La perlita lamelar se puede transformar en perlita globular por la influencia de recocidos apropiados.

1.0.3.0 Sorbita.-

Es un agregado muy fino, de aspecto confuso, idéntico a la perlita desde el punto de vista de su constitución. Es un constituyente duro y resistente. La sorbita se colorea por los reactivos ácidos y aparece al microscopio de un color más oscuro que la perlita en placas con contornos indecisos.

1.0.3.1 Bainita.-

Es un producto de descomposición de la austenita, entre la formación de la perlita y de la martensita. Su estructura es acicular y se le designa según el nombre de sus estructuras intermedias: bainita superior, mediana e inferior. Este constituyente aparece como la ferrita en forma acicular y con granos de carburos visibles solamente a grandes aumentos. Este constituyente es resiliente y

de dureza mediana. Como la ferrita, la bainita no se colorea por los reactivos ácidos y por el picrato de sodio y solamente aparece en los límites del grano.

1.0.3.2 Martensita.-

Es producida por la descomposición brusca de la austenita, a menos de 200°C. Es muy dura, y su estructura presenta la forma de agujas orientadas en tres direcciones. Es el constituyente de temple de los aceros. La formación de la martensita viene acompañada de un ligero aumento de volumen, (cerca del 1 %). La martensita se colorea un poco con los reactivos habituales ácidos ó alcalinos, observándose un color medianamente oscuro después de un largo ataque con reactivos ácidos.

La martensita está constituida por una solución sólida de carbono en el hierro.

1.0.4.0 Fosfuros y Sulfuros.-

Los elementos fósforo, azufre y manganeso, contenidos en las fundiciones, no están al estado libre, sino combinados. El azufre al estado de sulfuro de hierro ó manganeso, el fósforo al estado de fosfuro de hierro, el manganeso al estado de sulfuro. El fósforo es el elemento más difícil de eliminar del metal y no existe actualmente un proceso metalúrgico, comparable al proceso Thomas de los aceros, para eliminar el fósforo de las fundiciones. El rol del fósforo es importante en la metalurgia de las fundiciones. El fósforo está presente en las fundiciones de primera fusión. Las fundiciones hematíticas contienen menos de 0.20 % y las fundiciones fosforosas hasta 2 %. El fósforo se combina al hierro para formar el fosfuro de hierro Fe_3P , totalmente soluble en el hierro hasta un tenor de 0.10 %, más allá de este tenor, produce la forma-

ción de dos eutécticos: el eutéctico binario hierro- fosfuro de hierro y el eutéctico ternario hierro-cementita-fosfuro de hierro. Todos ellos son conocidos con el nombre de eutécticos fosforosos ó staedita.

El eutéctico fosforoso es muy fusible y su dureza muy elevada (HB =600 para el fosfuro de hierro y HB=500 para el eutéctico). Este hecho explica los puntos duros que se encuentran en las fundiciones fosforosas ó coexistentes en las placas de perlita de Dureza Brinell = 200 y del eutéctico fosforoso de dureza 500.

Cuando el tenor en fósforo pasa de 0.10 % hay formación de staedita que se deposita en líneas en la perlita y ocasiona porosidades en el metal.

1.0.4.1 Azufre y Manganeso.-

Los sulfuros de hierro y de manganeso forman pequeñas inclusiones de formas geométricas que se distinguen por su color; los sulfuros de hierro son oscuros y los sulfuros de manganeso grises. Estos cuerpos son visibles sin ataque.

1.0.4.2 Grafito.-

El grafito es el carbono cristalizado en forma hexagonal al estado libre en las fundiciones grises, en forma de lamelas ó de nódulos ó esferoides. Es un cuerpo que no tiene resistencia y su presencia crea soluciones de continuidad en la matriz metálica de las fundiciones. Se puede decir que la diferencia entre un acero y una fundición reside casi esencialmente en la presencia de este carbono libre.

El grafito baja las características mecánicas aparente de los cons-

tituyentes del metal, pero tiene la ventaja de mejorar la maquinabilidad y de facilitar el moldéo, y juega un rol extremadamente importante en la metalurgia de las fundiciones. El grafito es un cuerpo refractario y puede quedarse en suspensión al estado sólido en la fundición líquida y crear así los gérmenes de una grafitización ligera al enfriamiento ó entrar en solución en el fierro para formar la austenita.

Durante la solidificación y el enfriamiento, el carbono libre precipita en la forma de rosetas de líneas ó de nódulos, con aumento del volumen de metal y disminución correspondiente de su densidad. Este fenómeno constituye la grafitización de las fundiciones.

1.1.0.0 SOLIDIFICACION DE LAS FUNDICIONES

Las aleaciones fierro-carbono al estado líquido tienen una solidificación progresiva, y esta solidificación comienza a producirse a una temperatura que es función del tenor en carbono de la aleación.

Una aleación pura con 1 % de carbono comienza su solidificación a 1450°C y termina a 1200°C .

Una aleación pura con 3 % de carbono, comienza su solidificación a 1280°C y termina a 1130°C .

Una aleación pura con 4.30 % de carbono, comienza y termina su solidificación a 1130°C (eutéctica).

Una aleación pura con 5 % de carbono comienza su solidificación a 1360°C y termina a 1130°C .

El exámen dilactométrico de estas aleaciones, después de la solidi-

ficación total, revela que se producen nuevas transformaciones provocadas por los cambios de estado alotrópicos del hierro.

Si se llevan todos estos valores a un diagrama sobre coordenadas cartesianas (diagrama 1-1), anotándose las concentraciones de carbono de diversas aleaciones en las abscisas y las temperaturas en las ordenadas, se obtienen familias de puntos que reunidos por curvas, constituyen el diagrama representativo de los fenómenos de transformación que ocurren en las aleaciones hierro-carbono.

La curva de los puntos que corresponden al fin de la fusión por calentamiento se llama líquidus.

La curva de los puntos que corresponden al inicio de la fusión por calentamiento se llama solidus.

La línea paralela al eje de las abscisas, a una temperatura de 725°C , representa el lugar geométrico de los puntos de transformación, estando confundidos estos puntos en las fundiciones y en los aceros.

Estos puntos se llaman A_1 y A_3 y corresponden a:

A_1 que es la temperatura a la cual el hierro α y el carbono se combinan para formar la aleación eutectoide llamada perlita. El punto A corresponde por consiguiente a la formación ó a la descomposición de la perlita, estable a menos de 725°C .

- A_3 representa la temperatura a la cual el hierro γ se comienza a transformarse en hierro β e inversamente.

El hierro γ es estable encima de 725°C . La práctica muestra que los puntos A_1 y A_3 no se reproducen exactamente a las mismas temperaturas, cuando se calienta ó cuando se enfría se distingue el

paso de estos puntos en temperatura y se les indica como Ac_1 y Ac_3 cuando son determinados durante el calentamiento y Ar_1 y Ar_3 cuando son medidos durante el enfriamiento.

El diagrama así constituido es conocido con el nombre de Diagrama de Roozeboom.

Este diagrama indica las transformaciones sucesivas que sufre una aleación pura de hierro y carbono cuando pasa de una temperatura superior a su punto de fusión a la temperatura ambiente ó inversamente.

Como ejemplo, se considera sobre el diagrama un punto P de abcisa 220 y de ordenada 1500 representando una aleación que contiene 2.20 % de carbono a una temperatura de 1500°C . La aleación se encuentra al estado líquido y comienza a enfriarse, el punto figurativo P se desplaza sobre su ordenada y encuentra la línea de líquidos en L. La solidificación comienza en ese punto a la temperatura de 1350°C por la aparición de cristales que se agrupan en la masa que queda líquida (origen de la formación de las dendritas). La composición de estos cristales está dada por la abcisa del punto L', en este caso 0.60 % de carbono y 99.4 % de hierro. El punto figurativo continúa su movimiento sobre su ordenada y llega a M y la temperatura del metal es 1200°C y en ese momento se depositan cristales conteniendo 1 % de carbono (abcisa del punto M'), en un líquido que contiene 3.65 % de carbono (abcisa del punto M''). El líquido se enriquece en carbono y seguidamente deposita cristales con bajo carbono.

El punto figurativo encuentra enseguida la línea de solidus en N, la temperatura del baño es entonces de 1130°C y la solidificación termina la masa está ahora compuesta de cristales de hierro conteniendo 1.7 % de carbono en solución (abcisa del punto E) en una

masa sólida conteniendo 4.3 % de carbono (abcisa del punto B).

El metal solidificado, continúa su enfriamiento y disminuye ligeramente de volumen, y su examen dilatométrico indica una anomalía de su contracción, y por consiguiente una transformación interna a 725°C (punto R del diagrama) luego llega a la temperatura ambiente sin otra variación dilatométrica.

1.1.1.0 Mecanismo de la solidificación.-

Las fundiciones de fierro contienen de 1.7 % a 5 % de carbono. El punto B es un punto de abcisa 4.3 y que corresponde a una aleación conteniendo 4.3 % de carbono y 95.7 % de fierro y que presenta la particularidad de solidificarse a la mas baja temperatura constante de 1130°C.

Las aleaciones que contienen más de 4.3 % de carbono se llaman hipereutéticas, y las aleaciones que contienen menos de 4.3 % de carbono se llaman hipoeutéticas. La solidificación de estas aleaciones es diferente y se produce a partir del metal líquido que está compuesto de carbono disuelto en el fierro.

1.1.2.0 1.- Aleación hipoeutética.-

Estas aleaciones contienen menos de 4.3 % de carbono dejando en el enfriamiento cristales compuestos de carbono disueltos en el fierro α . Esta solución sólida se llama austenita, y contiene 1.7 % de carbono al final de la solidificación y por consiguiente al estado sólido. La austenita es pro-eutectoide. Estos cristales se reúnen en forma arborescente, el líquido restante llena los intervalos y forma así un metal compacto y la solidificación está terminada.

La última parte líquida del metal se solidifica en bloque en B, so-

bre la forma eutéctica con 4.3 % que está constituida de cristales de austenita eutéctica con 1.7 % de carbono y la cementita eutéctica con 6.67 % de carbono. Este eutéctico de las fundiciones blancas se llama Ledeburita.

1.1.2.1 2.- Aleación eutéctica.-

Las aleaciones conteniendo 4.3 % de carbono se solidifican a 1130°C en el punto B como un elemento simple. Está constituido por un eutéctico llamado Ledeburita.

1.1.2.2 3.- Aleación Hipereutéctica.-

Las aleaciones que contienen más de 4.3 % de carbono depositan en el enfriamiento cristales de carburo de hierro Fe_3C llamados Cementita primaria que se presentan en forma de lamelas finas. El líquido residual se solidifica a 1130°C en el punto B sobre la forma de Ledeburita eutéctica compuesta de cristales de austenita eutéctica con 1.7 % de carbono y de cementita eutéctica con 6.67 % de carbono.

En el diagrama Fe-C se ve que el carbono queda libre por las descomposiciones de las soluciones sólidas y se puede depositar en la forma de grafito, sea si se combina al hierro para formar la cementita pro-eutectoide (temple primario) ó la cementita perlítica.

El grafito no se deposita si la velocidad de enfriamiento no es lo suficientemente lenta. El estado final del metal tiende a tener en equilibrio dos fases sólidas. El equilibrio inestable de solución sólida y de cementita (perlita - cementita: fundiciones blancas) ó el equilibrio estable de solución sólida y de grafito (ferrita - grafito: fundiciones grises).

La velocidad de enfriamiento limita que el carbono y el hierro co-

mienzen a combinarse y a esto se dice velocidad crítica de temple y es función de la composición de la aleación.

Ciertos factores aumentan el valor de esta velocidad crítica de temple y favorecen de esta forma los depósitos de grafito para una marcha de enfriamiento dado (por ejemplo: metal colado en molde de arena), a estos elementos se les dice grafitizantes. Otros elementos disminuyen el valor de esta velocidad crítica y favorecen la formación de carburos, estos son los elementos antigrafitizantes.

La presencia de estos elementos a excepción del fierro y el carbono en una aleación-desplaza los puntos particulares y las líneas del diagrama sin modificar la marcha en general. La tabla I resume la influencia de diferentes elementos sobre la estructura de las fundiciones, y el diagrama anterior.

Las transformaciones sucesivas que tiene la fundición para pasar del estado líquido al estado sólido a la temperatura ambiente están en función de la marcha de enfriamiento y de la composición de la aleación y de su estructura final depende de estos factores. Como las características del metal dependen directamente de importancia primordial para el fundidor poder dirigir la solidificación de las fundiciones que elabora para obtener la constitución y las características deseadas.

TABLA I

INFLUENCIA DE DIVERSOS ELEMENTOS SOBRE LA ESTRUCTURA DE LAS FUNDICIONES

Elementos	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	Ti	Mo	V	Cu	O
Grafitizantes	x		x		x		x	x			x	
Anti-grafitizantes		x		x		x			x	x		x
Desplazan el Punto B a la izquierda	x		x	x	x	x						
Desplazan el Punto B a la derecha		x										
Desplazan la línea S,S' hacia arriba	x						x					
Desplazan la línea S,S' hacia abajo		x			x	x			x			
Aumentan la velocidad crítica de temple	x						x	x				
Bajan la velocidad crítica de temple		x				x			x	x		
Desplazan el punto S hacia la izquierda	x	x			x	x	x					

El manganeso y el azufre en combinación (MnS) son neutros.

1.1.3.0 Diagrama de Maurer.-

Las fundiciones están constituidas de fierro, carbono, aleantes e impurezas; algunas de éstas tienen una influencia fundamental en su estructura. El silicio que siempre está presente en las fundiciones en proporción notable interviene en la velocidad crítica de temple y rige en parte el fenómeno de grafitización de las fundiciones.

DIAGRAMA DE MAURER.

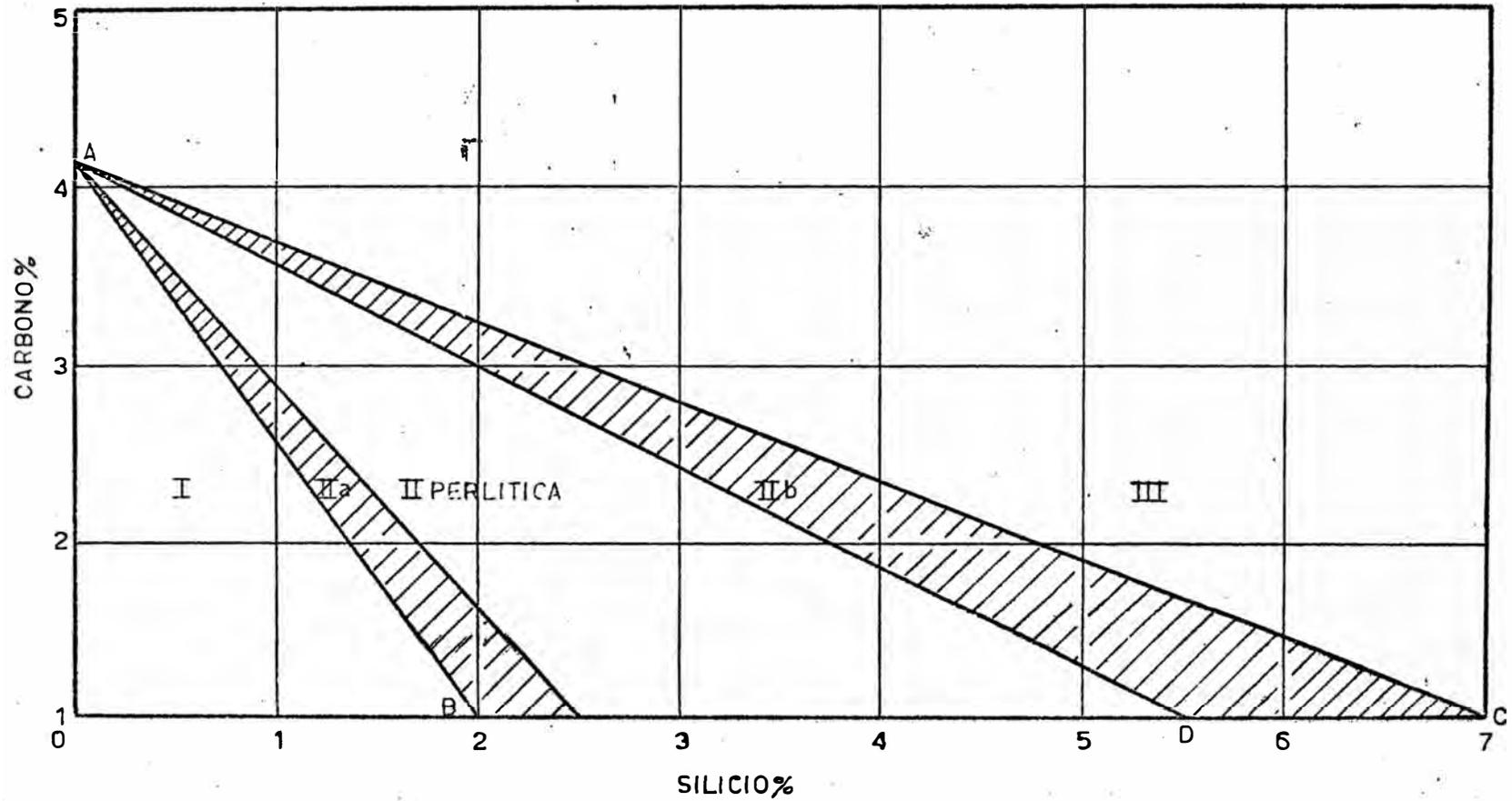


DIAGRAMA 1-2

En las fundiciones siempre surge el problema siguiente: Cuál es la composición a dar una fundición para obtener después del enfriamiento en el molde una estructura determinada?. El diagrama de Maurer (Fig.1-2) publicado en 1924, reponde en parte a esta cuestión. Da la estructura probable de las fundiciones en función de su tenor en carbono total y silicio, la velocidad de enfriamiento es constante, porque este diagrama está establecido para una barra de fundición de 30mm de diámetro, colada en un molde de arena estufada. El diagrama dá las indicaciones para obtener una estructura determinada en condiciones de enfriamiento único, porque no toma en cuenta la velocidad de enfriamiento. Es un diagrama muy simple y que suministra datos muy aproximados.

Las abcisas de este diagrama representan los porcentajes de silicio y las ordenadas el porcentaje de carbono.

Las cinco zonas del diagrama representan lo siguiente:

- Zona I = Fundición blanca dura
- Zona IIA = Fundición mezclada
- Zona II = Fundición perlítica
- Zona IIB = Fundición perlítica ferrítica
- Zona III = Fundición ferrítica

Una fundición que contiene por ejemplo 2.5 % de carbono y 2 % de silicio tendrá después del enfriamiento una estructura perlítica a condición de que el molde tenga un espesor de 30 mm. El campo de aplicación de este diagrama es limitado por diferentes autores: Whlitzsch-Weichel-Laplanche.

1.1.3.1 Diagrama de Whlitzsch y Weichel.-

Este diagrama (Fig.1-3), da la estructura de una pieza en función del tenor en carbono y de silicio del metal; pero tiene en cuenta

DIAGRAMA DE UHLITZSCH Y WEICHEL

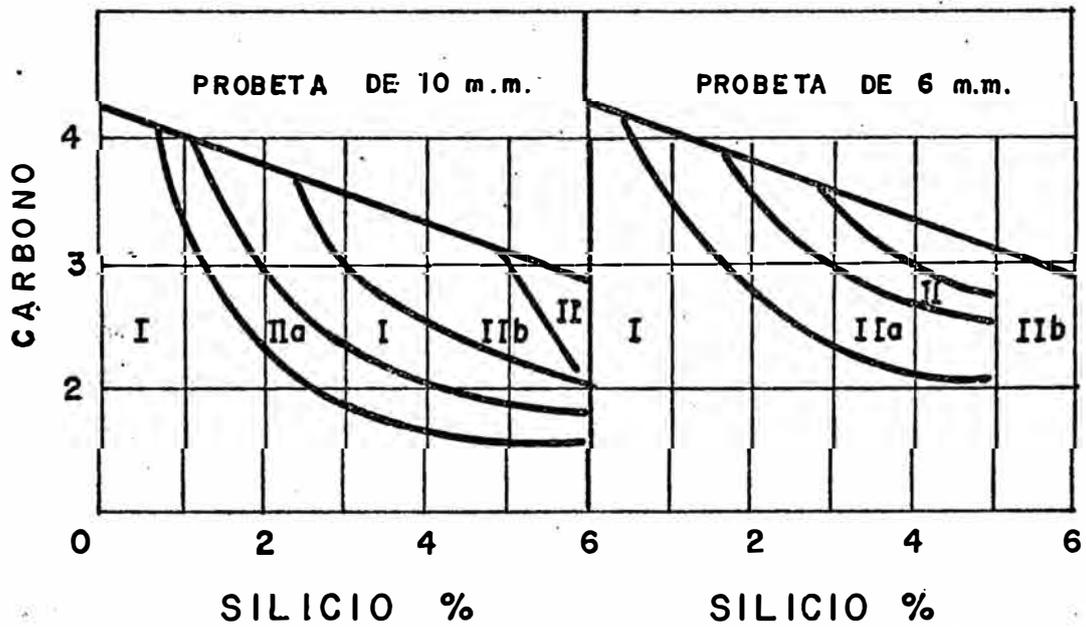
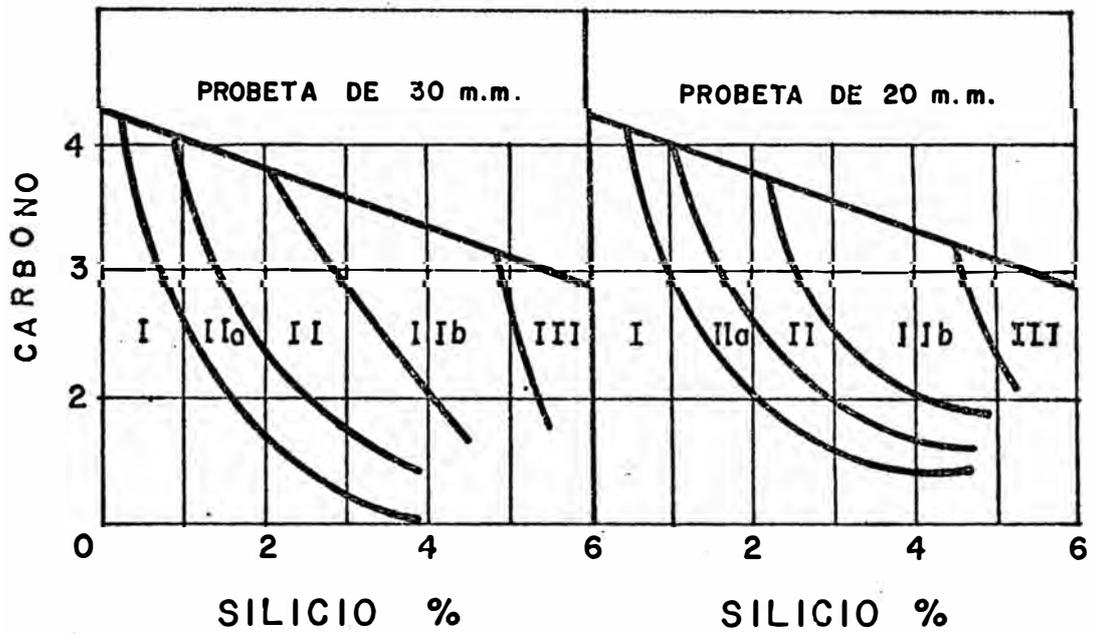


DIAGRAMA 1-3

GRAFICO QUE MUESTRA LA ESTRUCTURA DE UNA PIEZA EN FUNCION DEL TENOR EN CARBONO Y EN SILICIO DEL METAL SIN CONSIDERAR EL ESPESOR DE LOS MOLDES.

el espesor de los moldes, y por consiguiente la marcha del enfriamiento.

Las curvas están establecidas para barras de 30mm., 20mm., y 10mm., y 6mm. de espesor. Cada diagrama está dividido en 5 zonas para cada curva correspondiente como en el diagrama de Maurer.

- Zona I = Fundición blanca dura
- Zona IIa = Fundición mezclada
- Zona II = Fundición perlítica
- Zona IIb = Fundición perlítica-ferrítica
- Zona III = Fundición ferrítica

Como ejemplo: una fundición con 3 % de carbono y 1.5 % de silicio enfriada normalmente en un molde de arena da una estructura gris perlítica en un espesor de 30mm., una estructura mezclada con un espesor de 20mm., una estructura también mezclada con un espesor de 10mm. y una estructura blanca con un espesor de 6mm.

1.1.3.2 Diagrama de Laplanche.-

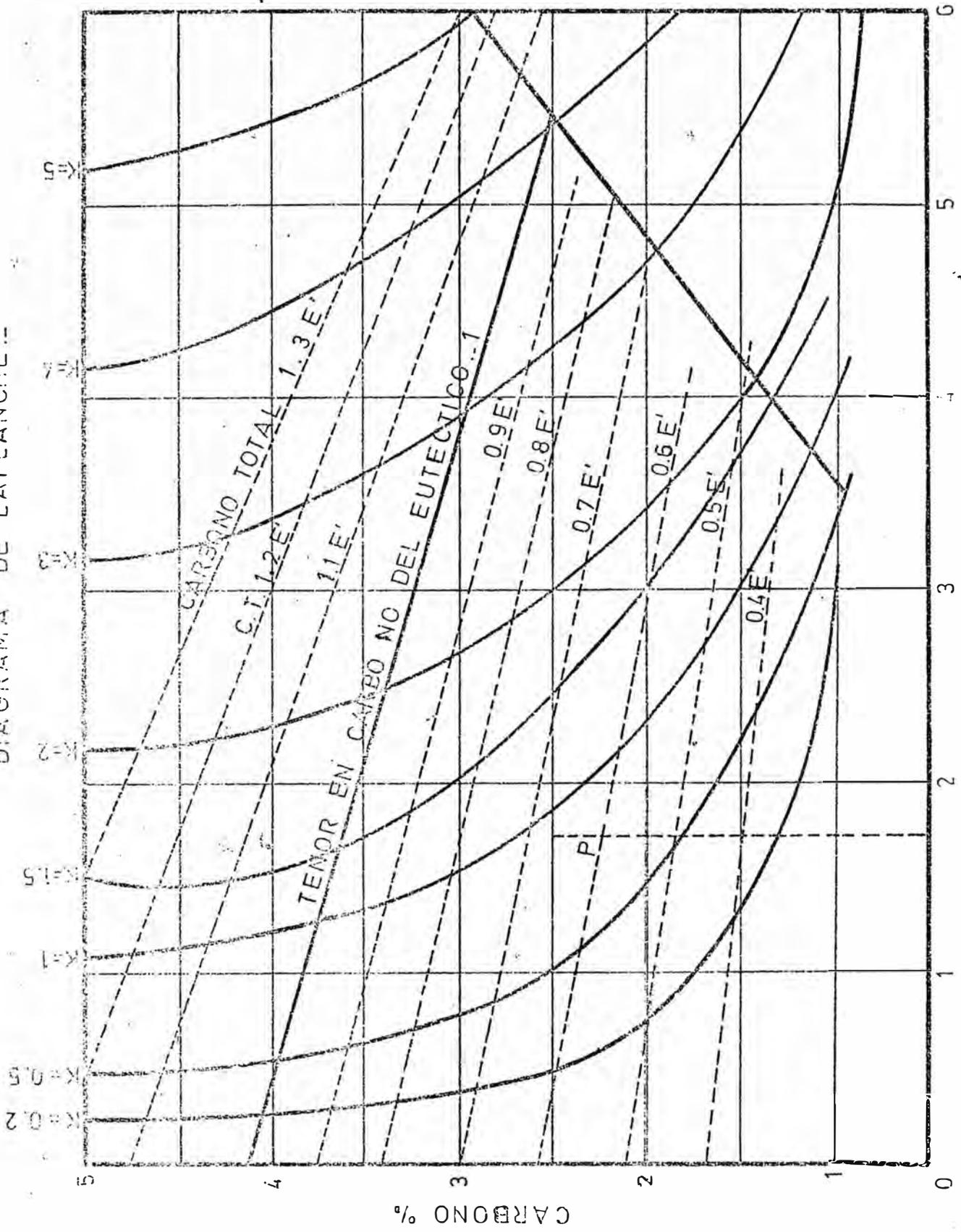
Este diagrama (Fig.1-4) ha sido establecido a partir de una fórmula que da la tendencia a la grafitización, de la aleación en función de su tenor en carbono y de silicio para una velocidad dada de enfriamiento. El diagrama ha sido hecho tomado como base una barra de 30mm. de diámetro y colada en un molde de arena.

El coeficiente K está dado por la fórmula siguiente:

$$K = \frac{4}{3} \text{ Si } \left(1 - \frac{5}{3C + \text{Si}} \right)$$

todas las fundiciones teniendo el mismo valor para el coeficiente K dan las mismas estructuras después de un enfriamiento en condiciones idénticas.

DIAGRAMA DE LAPLANCHE--



SILICIO %
DIAGRAMA 1-4

El punto representativo de una fundición, trazada conociendo los valores de Si y de C cae en una curva que representa sobre el diagrama la constitución del metal.

Los rangos de diferentes estructuras son dados por las curvas de parámetro K, por consiguiente los valores próximos son dados en la tabla siguiente para espesores de metal de 30, 20 y 10 mm.

TABLA II				
VALOR DEL COEFICIENTE "K"				
Estructura	Correspondencia de la zona del Diag. de Maurer	Espesor 30mm.	Espesor 20mm.	Espesor 10mm.
Fundición blanca-dura	I	0.65	0.75	1.05
Fundición mezclada	IIa	0.65 a 0.85	0.75 a 1.10	1.05 a 1.50
Fundición perlítica	II	0.85 a 2.05	1.10 a 2.25	1.50 a 2.35
Fundición perlítica-ferrítica	IIb	2.05 a 3.10	2.25 a 3.40	2.35 a 3.50
Fundición ferrítica	III	3.10	3.40	3.50

Como ejemplo, una fundición conteniendo 2.5 % de carbono y 1.75 % de silicio, viendo su punto representativo cae sobre el gráfico en P, en la proximidad de la curva de parámetro K = 1.

La Tabla II da las estructuras del metal enfriado en un molde de

arena.

Una pieza con un espesor de 10mm. será de estructura blanca.

Una pieza con un espesor de 20mm. será de estructura mezclada.

Una pieza con un espesor de 30mm. será de estructura perlítica.

1.1.4.0 Equivalente en carbono e índice de saturación (Fig-1-5).-

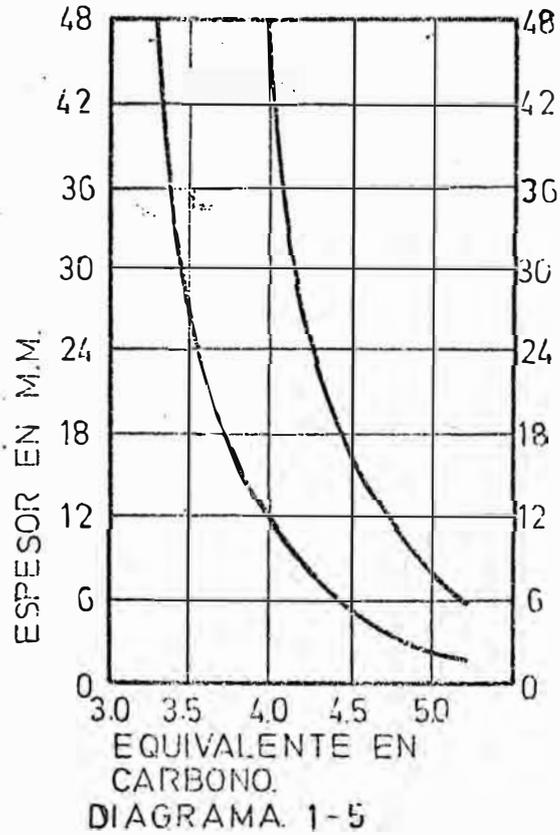
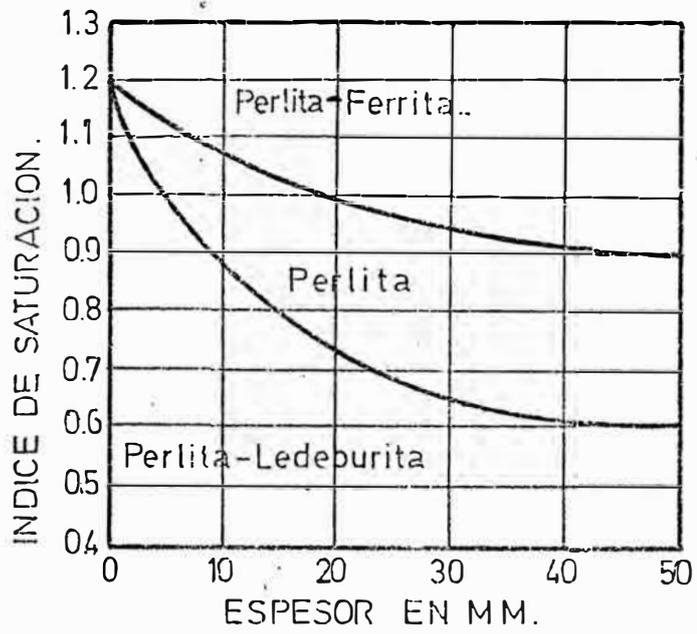
Los diagramas anteriores consideraban la estructura del metal en función de su constitución elemental que introduce algunas variables. Se ha buscado un grupo de estas variables y se les ha puesto en una cifra única y de esta forma apareció las nociones de "carbono equivalente" en los Estados Unidos y en Inglaterra y de "índice de saturación" en Alemania. Las propiedades de las fundiciones son frecuentemente dadas en función de estos elementos.

El eutéctico de las aleaciones puras Fe-C se solidifica a temperaturas constantes como un cuerpo simple y conteniendo 4.3 % de carbono. Las fundiciones industriales contienen siempre silicio, fósforo, manganeso, azufre y a veces níquel, cromo, molibdeno, etc. Estos elementos modifican el tenor en carbono de la aleación eutéctica.

De todos estos elementos el silicio el fósforo son los que mas bajan el tenor de carbono. Por ejemplo: 1 % de silicio baja el tenor en carbono 0.33 % y 1 % de fósforo la misma cantidad. El azufre y el manganeso tienden a aumentar el tenor del carbono eutéctico; pero su influencia es muy débil y en la práctica puede ser desechada. El carbono eutéctico está dado por la fórmula:

$$C \text{ eutéctico} = 4.30 - 1/3 (\text{Si} - \text{P}) \%$$

El valor del carbono equivalente es:



$$Sc = \frac{C \text{ total}}{4.3 - 1/3 (Si-P)} = \frac{\text{Carbono total}}{\text{Carbono eutéctico}}$$

La acción grafitizante ó antigrafitizante de algunos elementos han sido reunidos en una fórmula que da el valor del carbono equivalente de una fundición aleada en función de su análisis:

$$C \text{ equivalente} = 4.30 - 0.31 Si - 0.33 P + 0.78 (Mn-1.85) - 0.156 Al \\ - 0.125 Ti - 0.109 Ni - 0.0935 Cu + 0.935 Mo + 0.312 \\ Cr + 0.624 V.$$

Una fundición es hipoeutéctica si el valor de su carbono equivalente es inferior a 4.3; es eutéctica, si su carbono equivalente es igual a 4.3; y es hipereutéctica si su carbono equivalente es superior a 4.3.

Una fundición es también hipoeutéctica, eutéctica ó hipereutéctica si su índice de saturación es inferior, igual ó superior a 1 respectivamente.

A partir de estos valores, se ha hecho un estudio gráfico de las estructuras de las fundiciones en función de su carbono equivalente y del espesor de los moldes en función del índice de saturación y del espesor de las piezas.

1.1.4.1 Diagrama de Osann.-

El diagrama de Osann (Fig.1-6) es un caso particular y define el valor de cuatro variables: carbono total %, silicio %, fósforo % y el espesor de los moldes; de tal forma que las piezas obtenidas sean de estructura perlítica. Para esto debe tomarse en cuenta que el porcentaje de manganeso es considerado superior a 0.30 %, y que la cantidad necesaria de manganeso para neutralizar el azufre debe ser: $Mn \% = 1.72 S + 0.30$.

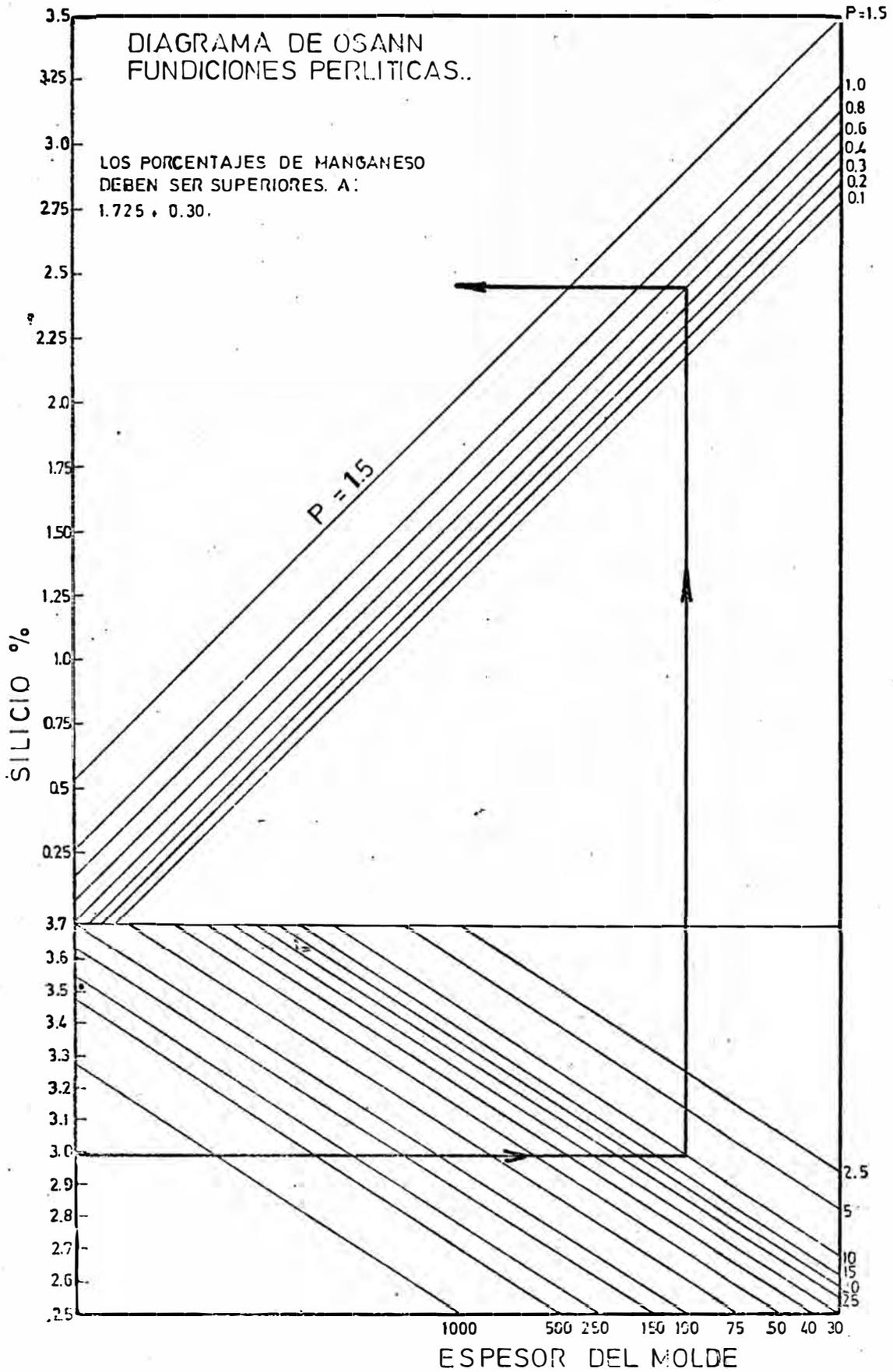


DIAGRAMA 1-6

RELACION ENTRE EL CARBONO TOTAL, SILICIO, FOSFORO Y EL ESSESOR DE LOS MOLDES PARA QUE LA ESTRUCTURA OBTENIDA DESPUES DEL COLADO SEA PERLITICA. EL PORCENTAJE DE MANGANESO DEBE SER SUPERIOR A 0.30%.

El metal es enfriado siempre en las mismas condiciones, es decir colado en un molde de arena verde normal. Este gráfico permite encontrar cada una de las cuatro variables en función de las otras tres que son fijas, así por ejemplo el porcentaje de silicio necesario conociendo los porcentajes de carbono y de fósforo y el espesor de los moldes, como en el caso siguiente:

Una fundición con 3 % de carbono y 0.6 % de fósforo, debe dar moldes de 10mm. de espesor con estructura perlítica, cuando el porcentaje de silicio es de 2.5 %.

NOTA.- En la práctica, la grafitización del metal es sensiblemente afectada por la presencia de oxígeno e hidrógeno en el metal líquido. Todos estos diagramas se aplican a fundiciones coladas en cubilote.

1.1.4.2 TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA AL ESTADO SOLIDO

La austenita estable a alta temperatura se descompone en el enfriamiento al estado sólido a determinadas temperaturas y da nacimiento a los constituyentes de transición: perlita, sorbita, bainita, martensita, éstos pueden ser en ciertas condiciones, mantenidas fuera de equilibrio a la temperatura ambiente y comunicar al metal características particulares. Es posible evitar la descomposición de la austenita y obtener este constituyente a la temperatura ambiente cuando la velocidad de enfriamiento del metal es superior a la velocidad crítica de descomposición de ese constituyente.

Se obtiene industrialmente estos resultados por tratamiento térmico de temple y revenido ó por adiciones de elementos especiales al metal que modifican la velocidad crítica de composición de los constituyentes y la temperatura de los puntos críticos (como: Ar_1).

El temple y revenido aplicados a los aceros son ineficaces en las fundiciones ordinarias. Sólo las fundiciones aleadas son sensibles a estos tratamientos o sea aquellas donde los elementos de aleación no permiten obtener los constituyentes deseados al estado bruto de colado.

Se pueden obtener los constituyentes de transformación a la temperatura de empleo en las siguientes formas:

1.- Durante el de colado del metal por adición de elementos que intervienen sobre la velocidad de descomposición y sobre la temperatura de los puntos de transformación, y por regulación del enfriamiento de las piezas.

En la práctica se fijan los análisis en función de la velocidad del enfriamiento de las piezas (naturaleza del molde, espesor de las piezas, temperatura de desmoldeo).

2.- Por tratamiento térmico de las piezas después del moldéo, después del maquinado (condiciones sorbíticas).

Estas funciones que poseen características mecánicas bien determinadas tienen un gran empleo en la industria.

Lo anterior ha llevado a determinar la marcha y las velocidades de transformación de diversos constituyentes en función de las variaciones de temperatura y tiempo. Los resultados han sido graficados dando origen a una familia de curvas que tienen la forma de "S".

En general una fundición tan pronto como se solidifica produce los constituyentes austenita y cementita.

1.- La cementita puede subsistir y se descompone en sus elementos fierro y carbono (grafitización). Esta descomposición está en función:

a) La descomposición química de la fundición es determinada, el valor de la velocidad crítica de transformación, de este compuesto. Se entiende por velocidad crítica de descomposición, el valor del enfriamiento o pérdida de grados por unidad de tiempo debajo de este valor el constituyente deja de descomponerse.

b) De la velocidad real del enfriamiento o pérdida de grado de temperatura por unidad de tiempo.

Si la velocidad real de enfriamiento es superior a la velocidad crítica de descomposición el constituyente no sufre transformaciones.

Por ejemplo, con un tenor en silicio elevado en la fundición, el enfriamiento debe ser muy rápido para conservar la cementita y evitar la grafitización (colado en coquilla).

2.- La austenita sufre transformaciones de estado sólido cuando se baja la temperatura del metal.

Este constituyente es estable solamente a altas temperaturas y no subsiste fuera de equilibrio a baja temperatura, salvo ciertas condiciones como la presencia de ciertos elementos que modifican el valor que su velocidad crítica de descomposición.

El estudio de las condiciones de transformación de la austenita y de los constituyentes que resultan, ha permitido preparar las llamadas curvas ó gráficos (transformación en función de temperatura y de tiempo).

Las temperaturas están dadas en grados centígrados en las ordenadas.

Los tiempos están señalados en las abscisas según una escala logarítmica. Los puntos dan la constitución de las curvas representando sobre las abscisas a una temperatura dada el espacio de tiempo necesario y la duración de esa transformación.

Esta transformación puede ser hecha en segundos ó en semanas y la escala, de tiempo en una escala logarítmica.

Las curvas I, II, y III de la Fig. 1-7 representan las curvas de transformación de una fundición ordinaria que no contiene elementos de adición, respectivamente al inicio, al medio y al final de la transformación; si se considera la transformación a 500°C , el inicio tiene lugar después de seis segundos a la temperatura de 500°C , después de once segundos la descomposición está hecha en un 50 % y el fin de la transformación tiene lugar después de cien segundos del inicio de la transformación. En la práctica, las curvas en "S", son simplificadas y no están constituidas de una familia de curvas sino de una línea única en la que figura el tiempo después que el 50 % de la austenita esté transformada.

La curva de la Fig. 1-7 presenta un pico pronunciado a 600°C . El punto de la izquierda de esta curva corresponde a una temperatura de 620°C que es el tiempo más corto del inicio y el fin de la transformación que son 3 y 10 segundos, teniendo más ó menos una duración de 7 segundos, y a 300°C la duración sería de 910 segundos. La austenita se transforma rápidamente en el enfriamiento en perlita, la velocidad de transformación es máxima a 620°C y la perlita se afina a más baja temperatura y se vuelve sorbítica. La transformación en martensita tiene lugar a más baja temperatura y se inicia a 220°C .

Existe una zona intermedia de transformación entre 500°C y 300°C

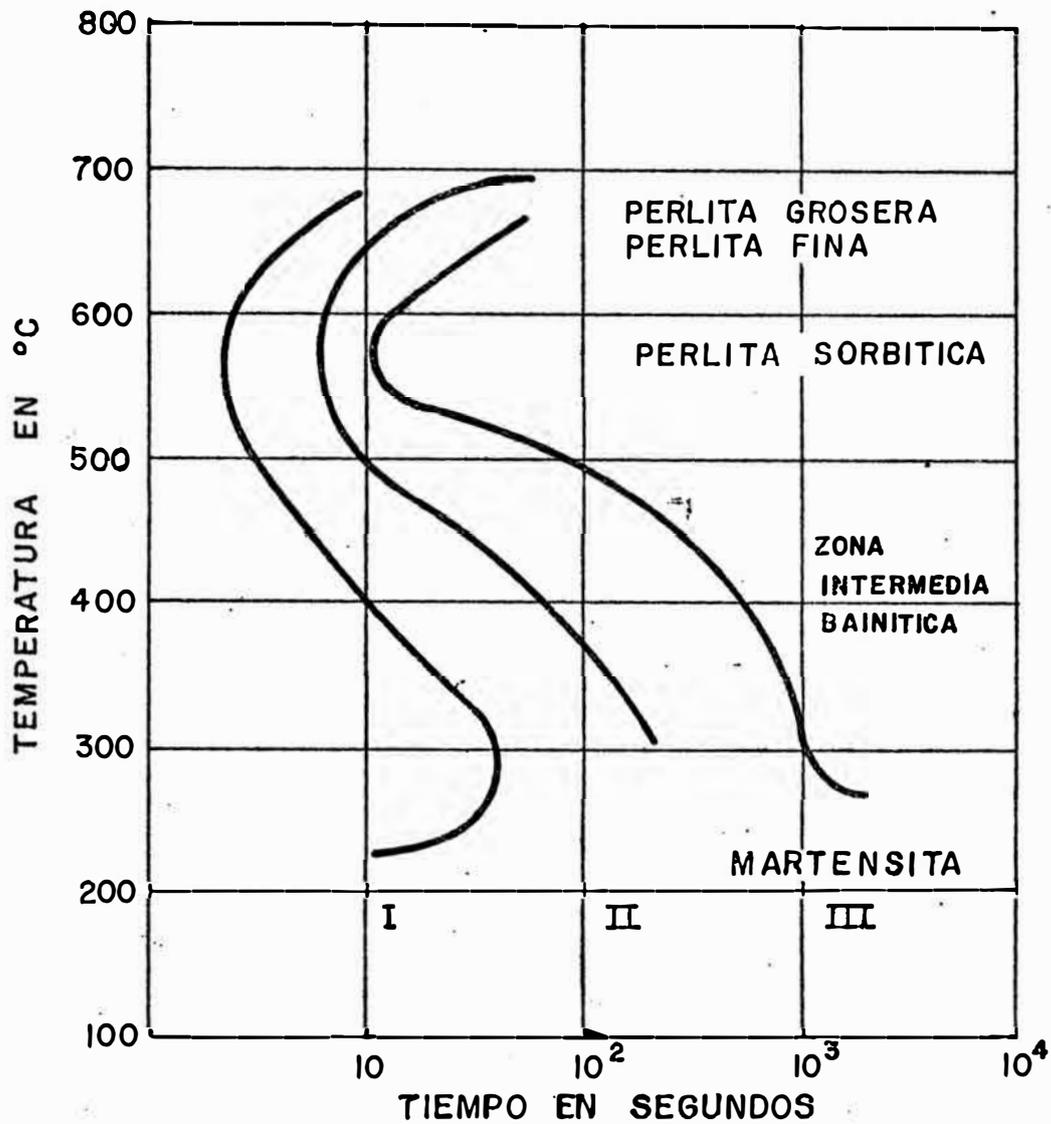


DIAGRAMA 1-7

CURVAS DE TRANSFORMACION DE UNA FUN -
 CION ORDINARIA QUE NO CONTIENE ELEMEN
 TOS DE ACCION AL INICIO, AL MEDIO Y AL FI
 NAL DE LA TRANSFORMACION..

y el producto de esta transformación se llama bainita.

Las curvas simplificadas de la Fig. 1-8 representan las transformaciones de cuatro fundiciones diferentes y que tienen un mismo análisis.

La curva I representa la fundición base.

La curva II representa la fundición base aleada con 1 % de molibdeno.

La curva III representa la fundición base aleada con 1 % de molibdeno y 2 % de níquel.

La curva IV representa la fundición base aleada con 1 % de molibdeno y 4 % de níquel.

La adición de estos elementos desplaza el pico de la curva a la derecha y hace aparecer un segundo pico en la zona de transformación intermedia ó bainítica, mostrando que este cambio de estado es rápido a 420°C.

Industrialmente las fundiciones aciculares ó bainíticas contienen siempre níquel y molibdeno, este último desarrolla la formación del pico interior de la curva. El níquel desplaza el conjunto de curvas a la derecha del gráfico. Por ejemplo, la curva "a" corta las curvas I y II en la zona de la transformación de la perlita, a la curva III en la zona de la bainita y no corta la curva IV.

Un molde de mediano espesor dará por consiguiente:

Una fundición perlítica a partir de la fundición I ó aleada con 1 % de molibdeno (II); fundición acicular a partir de la aleación con 1 % de molibdeno y 2 % de níquel (III), y una estructura bainítica ó martensítica con austenita residual en las fundiciones fuertemente aleadas (IV).

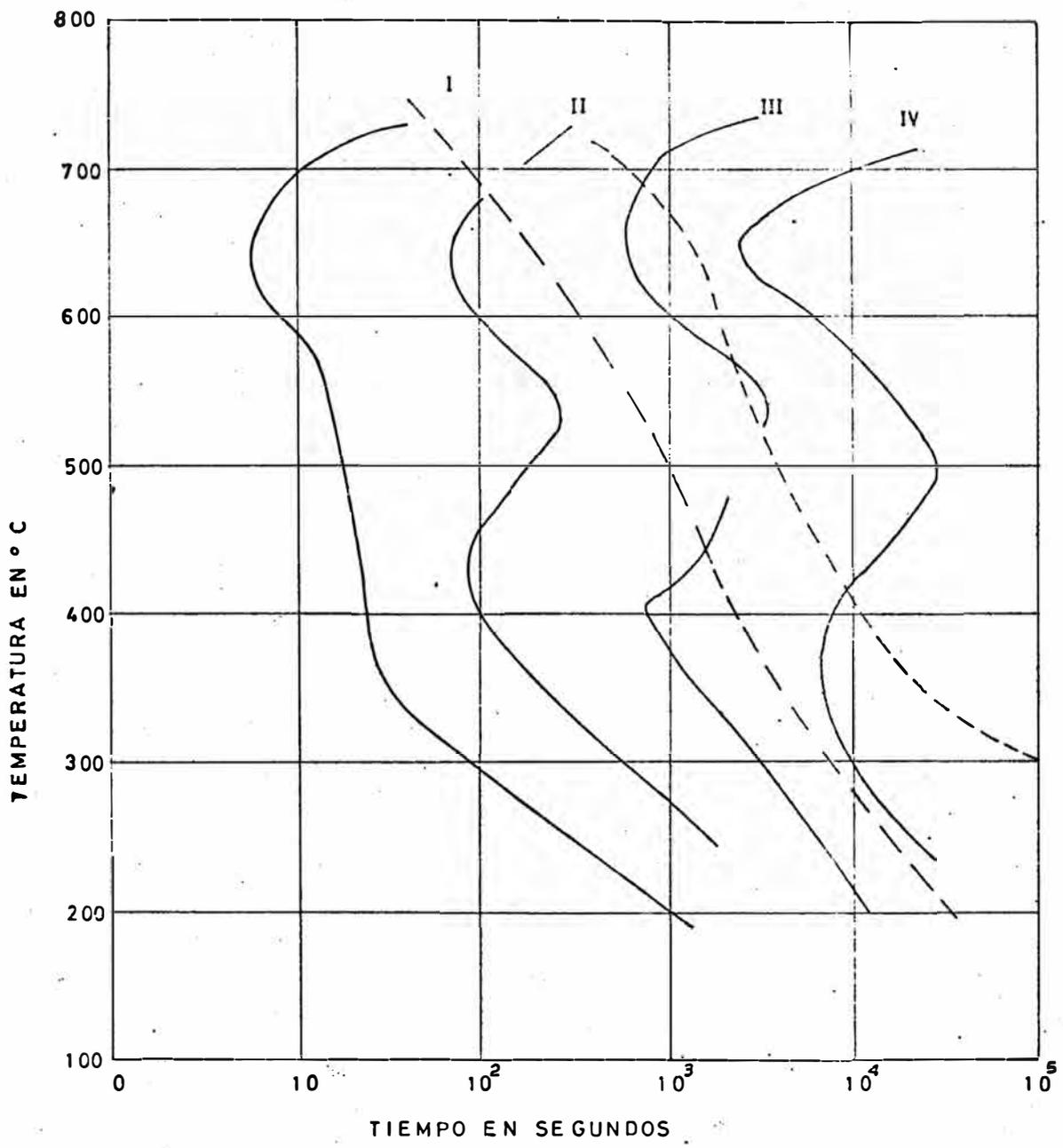


DIAGRAMA 1-8

CURVAS SIMPLIFICADAS QUE REPRESENTAN LAS TRANSFORMACIONES DE CUATRO FUNDICIONES DIFERENTES y QUE TIENEN UN MISMO ANALISIS

En resumen, la curva en "S" de una fundición de análisis determinado indica cual debe ser la marcha del enfriamiento de un molde para que el producto obtenido tenga una estructura perlítica, sorbítica, bainítica ó martensítica.

El empleo de estas curvas es muy útil en la metalurgia de las fundiciones especiales.

1.1.5.0 ELEMENTOS DE CONSTITUCION DE LAS FUNDICIONES

BASE

Las características de las fundiciones dependen de dos factores principales:

- a) La naturaleza de la matriz del metal.
- b) La forma del grafito presente en el metal.

Se puede considerar la fundición en dos grandes categorías:

- 1) Las fundiciones blancas que no contienen grafito y en las que todo el carbono está en solución sólida ó en combinación.
- 2) Las fundiciones grises y mezcladas que contienen a la vez carbono libre o grafito y carbono en solución ó en combinación.

1.1.5.1 INFLUENCIA DEL GRAFITO EN LA FUNDICION

La cantidad, forma y distribución del grafito en la fundición tienen una influencia considerable sobre el moldeo y la resistencia de las piezas.

Se puede considerar la fundición como constituida por una matriz

de acero con inclusiones de grafito en toda la masa. Estas inclusiones que no tienen resistencia mecánica disminuyen la sección útil del metal.

Las resistencias aproximadas obtenidas de una fundición perlítica según la forma del grafito son las siguientes:

Fundición perlítica con grafito lamelar:

$$R_t = 18 \text{ Kg/mm}^2 \quad A = 0 \%$$

Fundición perlítica con grafito vernicular:

$$R_t = 40 \text{ Kg/mm}^2 \quad A = 0 \%$$

Fundición perlítica con grafito esferoidal:

$$R_t = 80 \text{ Kg/mm}^2 \quad A = 0.5 \text{ a } 2.5 \%$$

Acero perlítico:

$$R_t = 90 \text{ Kg/mm}^2 \quad A = 10 - 12 \%$$

Las fundiciones ordinarias contienen generalmente grafito en forma lamelar.

Las fundiciones maleables y las fundiciones nodulares contienen el grafito en forma de nódulos ó menos compactos.

Las fundiciones centrífugas poseen una buena distribución del grafito y las fundiciones inoculadas tienen igualmente una distribución regular del grafito fino, esta condición les proporciona una buena

resistencia mecánica.

1.1.5.2 INFLUENCIA DE LOS CONSTITUYENTES DE LA MATRIZ

La matriz metálica de las fundiciones puede estar formada por los constituyentes siguientes: ferrita, perlita, bainita, martensita, austenita, cementita, eutéctico fosforoso, etc.

Las fundiciones industriales contienen en general algunos de estos constituyentes; los más abundantes comunican cualidades particulares al metal y dan su nombre a la fundición.

Por ejemplo, una fundición martensítica contiene siempre austenita residual junto a la masa martensítica; ésta le comunica sus cualidades propias.

Las estructuras deseadas pueden ser obtenidas sea al estado bruto de colado, cuando la composición del metal y su velocidad de enfriamiento son convenientes; o también mediante tratamiento térmico después del colado.

Una fundición se dice que es aleada ó especial cuando contiene un mínimo de los siguientes elementos:

Níquel	=	0.30 %	Cromo	=	0.20 %
Cobre	=	0.30 %	Vanadio	=	0.10 %
Titanio	=	0.10 %	Molibdeno	=	0.10 %
Aluminio	=	0.10 %			

Las fundiciones que contienen más de 5 % de silicio ó más de 1.5 % de manganeso son también especiales.

1.1.6.0 FUNDICIONES PERLITICAS ORDINARIAS

La fundición ha sido siempre considerada como un material de empleo práctico y barato, pero de características mecánicas insuficientes para una buena utilización. La fundición ordinaria es en efecto frágil y con poca resistencia a los efectos de tracción. Se consideraba en 1920 que una fundición correctamente elaborada podía ofrecer una resistencia a la tracción de 12 a 17 Kg/mm² de sección. Se ha buscado después mejorar las cualidades mecánicas de las fundiciones y se ha hecho un estudio de la acción de cada uno de los elementos que entra en su constitución, de terminal sobre el material de los moldes. El exámen del metal pulido al microscopio ha permitido el rol nefasto del grafito grueso dispuesto en largas lamelas sobre las cualidades mecánicas. Primero se buscó afinar el grafito bajando sus porcentajes en la fundición y mejorar la forma y repartición de sus lamelas.

La adición de acero en las cargas de fusión y la posibilidad de supercalentar el metal líquido ha dado la resistencia de las piezas en la fundición. El supercalentamiento del metal, en particular afina el grafito y disminuye las materias no disueltas en el baño líquido, aumenta el porcentaje de carbono combinado, pero se necesitan tenores en silicio muy elevados.

La resistencia a la tracción de estas fundiciones con bajo carbono llamadas "fundiciones aceradas", llega a 25 - 35 Kg/mm².

La construcción de los hornos de fusión han sido mejorados permitiendo supercalentar los baños líquidos.

La combustión y los cambios térmicos en el interior del cubilote han sido estudiados y controlados, tratando de aislar el baño de

los productos de combustión mediante una cama de escoria en los diversos hornos.

La atmósfera de los hornos ha sido igualmente controlada a fin de evitar la presencia, exceso de oxígeno capaz de oxidar el metal líquido y de gas hidrógeno.

Se incrementan los porcentajes de silicio en función del espesor de los moldes a colar y por consiguiente en función de la velocidad de enfriamiento y del tenor en carbono en el metal (diagrama de Maurer y de Osann).

La metalografía ha permitido poner en evidencia los diversos constituyentes de las fundiciones y estudiar su formación y sus propiedades físicas y químicas. La calidad de las piezas obtenidas ha mejorado rápidamente y la experiencia muestra que los mejores resultados han sido obtenidos cuando la estructura del metal está compuesta de perlita con lamelas tan finas como sea posible, y de grafito compacto poco abundante y repartido uniformemente en toda la masa metálica.

La posibilidad de obtener un metal líquido supercalentado a la salida del horno de fusión ha permitido añadir al crisol elementos que intervienen en el fenómeno de grafitización. Así se ha procedido a adicionar dichos elementos a las fundiciones con bajo carbono ajustando el análisis y mejorando la calidad de las piezas moldeadas.

Los grafitizantes empleados pueden ser fierro-silicio con 75 %, Si el silicio-calcio.

La micrografía ha mostrado que los elementos añadidos en cantidades mínimas, pueden modificar profundamente la estructura de las

piezas.

Ciertos cuerpos favorecen la formación de carbono libre y otros favorecen la formación del carbono en forma de carburos y otros aún endurecen y afinan la matriz metálica. El estudio dilatométrico de las fundiciones al estado sólido muestra la ocurrencia de transformaciones de los constituyentes, y la acción de ciertos elementos aleantes sobre la posición de estas transformaciones respecto a la escala de las temperaturas.

1.1.6.1 CONDICIONES PARA OBTENER UNA BUENA FUNDICION BASE PARA ALEARLA

Una buena fundición aleada puede ser obtenida a partir de una buena fundición base. Las precauciones necesarias base son las siguientes:

- 1.- Elegir materias primas seleccionadas para elaborar fundiciones puras.
- 2.- Ajustar correctamente la composición del metal para obtener después del enfriamiento la textura deseada; asegurar en particular que los tenores en manganeso y en azufre estén bien equilibrados, que el porcentaje de silicio esté bien proporcionado con el tenor en carbono del metal y el espesor de las piezas; que el porcentaje admisible de fósforo no pase del límite.
- 3.- Las cargas a fundir, estando normalmente constituidas, pueden asegurar la buena marcha del horno de fusión.

El diagrama de Osann da precisas indicaciones sobre la relación de los principales elementos base de la fundición para obtener piezas con estructura de perlita fina ó de perlita ferrita.

1.2.0.0 ROL DE LOS ELEMENTOS BASE EN LA CONSTITUCION DE LAS FUNDICIONES

Los elementos de constitución de las fundiciones son: fierro, carbono, silicio, azufre, manganeso, fósforo.

1.2.1.0 Fierro.-

Metal de densidad 7.8 y que funde a 1510°C .

El fierro forma, sea el carburo de fierro Fe_3C (cementita), con el carbono, sea una solución sólida llamada austenita y que contiene como máximo 1.7 % de carbono.

Las aleaciones de fierro y de carbono son conocidas con el nombre de acero ó de fundición según el tenor de carbono.

La aleación eutéctica conteniendo 4.3 % de carbono funde a 1130°C . El fierro es también conocido en sus estados alotrópicos.

El fierro α es magnético y no disuelve carbono (solubilidad máxima 0.05 % de carbono).

El fierro β no es magnético y no disuelve carbono (solubilidad máxima 1.7 % de carbono).

El punto de transformación $\alpha + \beta$ es el punto de transformación magnética y se realiza a 770°C y se llama punto de Curie.

1.2.2.0 Carbono.-

El carbono es el elemento esencial de las fundiciones juntamente

con el fierro. Puede estar presente en la fundición en tres estados:

- Al estado libre, en la forma de carbono cristalizado ó grafito.
- Al estado combinado, en la forma de fierro ó cementita o en la forma de carburos complejos de fierro y de cromo, de vanadio, de tungsteno, etc.
- Al estado disuelto en el fierro α , formando la solución sólida llamada austenita que puede llegar a contener hasta 1.7 % de carbono.

Desde el punto de vista de la fundición industrial el carbono presenta ventajas e inconvenientes.

Un tenor elevado de carbono baja la temperatura de fusión de la fundición, disminuye su intervalo de solidificación, dá una buena colabilidad al metal líquido y permite obtener buenas piezas de fundición. El fenómeno de la grafitización provoca un aumento del volumen del metal que es compensado en parte por la contracción.

Los tenores elevados en carbono favorecen el depósito de grafito en lamelas largas y da una estructura grosera al metal.

Los tenores bajos en carbono tienen la ventaja que con ellos se pueden obtener fundiciones con alta resistencia, pero originan dificultades en el moldeo del metal y la aparición de defectos en la pieza.

En general, los tenores en carbono más favorables y que dan buenas propiedades compatibles con las mejores facilidades de fusión y moldéo, son par las fundiciones grises de 2.8 a 3.20 %. La parte de este carbono que está al estado combinado es más ó menos 0.7 % cuando la resistencia a la tracción es máxima; y es 1 % cuando la

resistencia a la compresión es máxima.

El carbono cristaliza a 3600°C , y puede estar en suspensión en la masa líquida, sin combinarse y sin disolverse. El supercalentamiento del baño líquido atenua este defecto.

1.2.3.0 Silicio.-

El silicio está presente en todas las fundiciones y su importancia es comparable a la del carbono.

La presencia del silicio en las fundiciones es debido a la reducción de la sílice del inicial en el alto horno y a las adiciones hechas voluntariamente al metal. El silicio se encuentra al estado de solución ó de combinaciones. En solución en la austenita forma la sílico-austenita; en solución en la ferrita forma la sílico-ferrita que es el constituyente principal de las soluciones maleables, y las fundiciones al silicio.

Al estado combinado, el silicio es fijado, sea al estado de silicato de fierro en la cementita, sea al estado de silicatos en inclusiones en la masa metálica.

En el enfriamiento de una fundición sílico-austenita, se descompone para dar de una parte el silicato de fierro en solución en la cementita, que es inestable y fácilmente descompuesta por un tratamiento térmico.

El silicio desplaza los puntos de transformación de las aleaciones fierro-carbono y eleva la temperatura de estos diferentes puntos y desplaza las curvas del diagrama de Roozeboom en dirección al eje de las ordenadas (a la izquierda y hacia arriba).

Una fundición conteniendo 3 % de silicio es eutéctica para un tenor en carbono de 3.30 %.

El silicio es enérgico grafitizante y su acción tiene una importancia primordial sobre la velocidad crítica de temple de las fundiciones; por consiguiente, sobre su estructura y sobre el espesor de los moldes.

Como ejemplo, una fundición enfriada en arena verde y conteniendo 3 % de carbono con 1.75 % de silicio es mezclada en un espesor de 10mm. y gris cuando su espesor es de 30mm. De otra parte una pieza de 20mm. de espesor, colada en una fundición con 3.30 % de carbono, es mezclada cuando la fundición contiene 1 % de silicio y gris para un tenor de 2 %.

Es por consiguiente importantísimo regular correctamente el tenor en silicio del metal en función de su tenor en carbono y del espesor de las piezas a obtener en una textura determinada.

Los diagramas de Maurer, Osann, etc. dan indicaciones sobre los tenores en silicio buscados en función de sus elementos. En el caso particular de fundiciones resistentes con estructura perlítica, el diagrama de Osann es el más preciso.

La adición del silicio puede ser hecha de las siguientes formas:

1.- Cuando se hace el cálculo del lecho de fusión, por mezcla precisa de los elementos y la adición del fierro-silicio, con 25 a 45 % según aparatos de fusión utilizados, de la marcha de la fusión y del acero entrante en la carga.

2.- En el momento de la colada: la aptitud de temple al temple del metal puede ser verificado por medio de una probeta de temple,

y el ajuste final del silicio puede ser hecho, sea al horno si el aparato de fusión lo permite, ó sea en el crisol de colada.

El silicio es añadido al horno en la forma de trozos de fierro-silicio con 25 a 45 % de silicio y al crisol en forma de Fe-Si con 75 - 90 % de silicio y con grosor de 1 a 10mm.

Influencia de la descomposición de la carga sobre las pérdidas al fuego de silicio y de manganeso, en la fusión del cubilote:

Porcentaje de acero entrante en la carga a fundir	Pérdida al fuego en % de Si cargado	Pérdida al fuego en % de Mn carg.
0 a 10 %	10 %	20 %
10 a 30 %	15 %	25 %
30 a 50 %	20 %	30 %
más de 50 %	25 %	40 %

El silicio incorporado a la fundición en cantidad superior a 5 %, produce estructuras de tendencia aún más ferrítica, y se considera en altos tenores al silicio como un elemento de aleación y no como un elemento de constitución de la fundición base.

1.2.4.0 Azufre.-

El azufre está siempre presente en las fundiciones, y sobre la estructura de estas ejerce influencia importante. La presencia del azufre en el metal tiene dos orígenes:

1.- El azufre contenido en el mineral en la forma de sulfuros ó de sulfatos de diversos elementos (sulfuro de fierro, sulfatos de calcio, bario, etc.). Estos minerales son reducidos en el alto horno y una parte del azufre queda presente en la fundición.

2.- Los coques empleados para la reducción del mineral y para la refusión exterior del metal contienen azufre (casi 2 %) y por consiguiente una parte pasa al metal.

Las fusiones sucesivas del metal aumentan el tenor en azufre.

El azufre tiene una gran afinidad por el fierro con el cual forma el sulfuro de fierro, pero tiene aún más afinidad por el Mn, que en presencia del sulfuro de fierro desplaza al azufre de su combinación, según la reacción reversible:



El MnS forma inclusiones compactas que no tienen acción importante en el metal, y el FeS que es un enérgico estabilizador de los carburos, comunica a la fundición, propiedades de temple buenas. Provoca la formación de matrices mezcladas en los moldes de gran sección. El metal que presenta este defecto es normalmente gris pero en su periferia hay placas blancas internas, conteniendo algunos nódulos de grafito. Las piezas no se pueden maquinar en las partes blancas.

Otro inconveniente del azufre es que el sulfuro de fierro puede descomponerse antes de la solidificación de la pieza y libera gas sulfuroso que provoca sopladuras.

No se puede tolerar más de 0.10 % de azufre en las fundiciones con alta resistencia y tampoco en las fundiciones nodulares a pesar que son tratadas al azufre.

El azufre estando generalmente mezclado se puede neutralizar.

1.2.5.0 NEUTRALIZACION DEL AZUFRE POR EL MANGANESO

El FeS es un estabilizador de los carburos, mientras que el MnS no tiene acción sobre las características de la fundición.

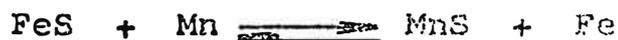
El manganeso desplaza al fierro de su combinación con el azufre, según la reacción:



Esta reacción es reversible y se produce de derecha a izquierda a alta temperatura, con disminución de la concentración en MnS; y aumento de la concentración en FeS que se disuelve en la fundición, donde es muy soluble.

A baja temperatura la reacción tiende a producirse de izquierda a derecha con formación de MnS, que como es poco soluble en la fundición, flota en el baño líquido y se elimina en la escoria. Una pequeña parte queda en suspensión en el baño líquido, porque las partículas más finas no tienen la velocidad de ascensión suficiente para ganar la superficie líquida, antes del enfriamiento del metal, y forma inclusiones sólidas en la pieza, pero estas inclusiones sólidas son muy pequeñas y no son perjudiciales al metal.

Es por consiguiente posible fijar todo el azufre contenido en la fundición al estado de MnS si la cantidad de Mn presente en el metal es superior a la cantidad teórica requerida por la fórmula:



La práctica muestra que un exceso de Mn es indispensable para que la reacción se produzca de izquierda a derecha; lo que ha conducido a los fundidores a utilizar fórmulas empíricas para determinar

la cantidad óptima de manganeso a introducir en la fundición para neutralizar el FeS.

a) Para una fundición gris:

$$\text{Mn \%} = 1.7\text{S \%} + 0.35$$

b) Para una fundición blanca:

$$\text{Mn \%} = 1.7\text{S \%} + 0.15$$

También se pueden emplear las fórmulas:

$$\text{Mn \%} = 2\text{S \%} + 0.10$$

$$\text{Mn \%} = 3\text{S \%}$$

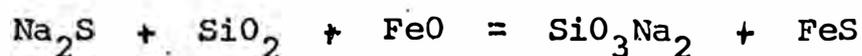
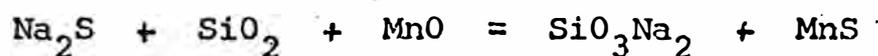
1.2.6.0 DESULFURACION DE LAS FUNDICIONES

Se puede eliminar una parte de azufre por segregación. Este proceso consiste en añadir carbonato de sodio al metal durante el llenado del crisol.

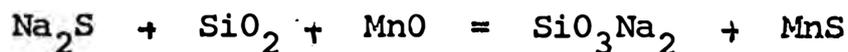
El azufre forma sulfuros de baja densidad que suben a la superficie del baño líquido y se eliminan como escorias.

El azufre forma sulfuros de baja densidad con el sodio, litio, bario, calcio, magnesio, cerio.

Estos cuerpos desplazan el hierro y el manganeso de su combinación y se eliminan con las escorias. Por consiguiente:



Esta operación es fácil de efectuar y su rendimiento es máximo cuando la reacción es efectuada en un crisol con revestimiento básico, porque hay el riesgo de una reacción con el silicio en presencia de un revestimiento ácido:



Este proceso bien llevado, permite eliminar casi el 80 % del azufre, cuando la fundición está bien caliente.

En la práctica, el Na_2CO_3 se ubica en el fondo del crisol y el metal líquido se vierte de lo alto para crear una turbulencia enérgica.

La reacción dura de 3 a 5 minutos. El porcentaje necesario de CO_3Na_2 varía de 0.5 % a 3 % según la cantidad de azufre que se quiere eliminar.

El gas carbónico es abundante y activa la reacción, desgacifica el baño líquido y tiende a afinar el grafito y la perlita.

Los óxidos y los sulfuros formados son insolubles. Una adición de caliza ayuda a escorificar estas impurezas que se eliminan. Para esto se añade con el CO_3Na_2 50 % de su peso en caliza. El aluminio tiene acción desulfurante en la fundición y forma dos compuestos con el azufre. El bisulfuro y el trisulfuro, pero este último tiene el inconveniente que le da fragilidad a la fundición.

1.2.7.0 Manganeso.-

El manganeso es un elemento de constitución de todas las fundicio-

nes que lo contienen en general entre 0.40 y 0.80 %.

El manganeso está presente en el mineral de Fe, y también es necesario añadirlo para combatir el efecto del FeS en la fundición de primera fusión.

El Mn desplaza el S de su combinación con el Fe, para formar MnS que estando insoluble en la fundición se evacúa en la escoria en el baño líquido. La pequeña cantidad del MnS restante en suspensión en el metal, se encuentra al estado de pequeñas inclusiones compactas y que no tienen acción sensible sobre las cualidades del metal.

El tenor necesario para neutralizar el azufre de la fundición debe ser superior a $1.70 \times S$ %. Las cifras máximas de porcentaje necesario de Mn generalmente adoptados son:

$$\text{Mn \%} = 1.75 \% + 0.15 \text{ a } 0.35 \text{ ó}$$

$$\text{Mn \%} = 35 \%$$

El Mn también tiene una acción antigrafitizante, más aún que su acción sobre el azufre y juega por consiguiente muchos roles en el seno del metal.

1.- La parte de Mn superior a 1.75 % tiene por fin neutralizar la acción antigrafitizante del FeS e interviene entonces como grafitizante.

2.- La parte de $\text{Mn} > 1.70 S$ tiene un rol antigrafitizante.

Este elemento también es un elemento desgasificado enérgico del metal en fusión. Su acción templante es inferior cuando su porcentaje llega a 0.8 - 1 % en una fundición conteniendo 0.1 % de S.

La acción antigrafitizante del Mn es cuatro veces más débil que la acción del Cr, es decir, que el 1 % de Mn libre (no combinado con el S) tiene una acción antigrafitizante equivalente a 0.25 % de Cr.

3.- En cantidades superiores a 1.50 % el Mn está considerado como un elemento de aleación y no como un elemento de constitución de la fundición.

Cuando una fundición contiene 2 a 3 % de manganeso, forma la martensita en el enfriamiento; en una cantidad que es función del tenor en Mn y de la velocidad de enfriamiento.

4.- En cantidades superiores a 5 %, el Mn forma carburos complejos con el carbono contenido en la fundición, estos carburos son muy duros pero frágiles. El Mn se añade directamente a la carga a fundir en la forma de Fe-Mn con 70 a 80 % de Mn, ó sobre la forma de fundiciones con alto tenor de este elemento. Una adición de Mn de 0.15 a 0.20 % hecha en el horno, cinco minutos antes de la colada del metal, tiene una acción desgasificadora enérgica sobre el metal. La misma acción es obtenida añadiendo Fe-Mn granulado al crisol.

El Mn tiende a aumentar la solubilidad del hidrógeno en la fundición. La pérdida al fuego del Mn en la fusión es de 25 % en el cubilote, pero puede variar de 10 a 40 % en ciertas condiciones (aparatos de fusión, composición de la carga, etc.).

1.2.8.0 Fósforo.-

El fósforo está presente en todas las fundiciones, y el mejor proceso industrial conocido para eliminarlo es el proceso Thomas para los aceros.

El fósforo tiene una gran afinidad por el Fe, con el cual forma

dos compuestos estables Fe_3P y Fe_2P . El fosfuro de hierro Fe_3P , está presente solamente en las fundiciones, en las cuales forma, sea un eutéctico binario de hierro y de fosfuro de hierro, que se encuentra en las fundiciones grises, sea un eutéctico de hierro-carburo de hierro y fosfuro de hierro que se encuentra en las fundiciones blancas.

El fosfuro de hierro es duro y frágil y su dureza Brinell es 600. La dureza Brinell del eutéctico fosforoso es de 500.

El eutéctico binario llamado Staedita, funde a 1050°C y está compuesto de 65 % de fosfuro de hierro Fe_3P y 35 % de hierro. El eutéctico ternario funde a 953°C y está compuesto de 44 % de fosfuro de hierro Fe_3P , 30 % de cementita y 26 % de hierro. La presencia de estos eutécticos es mala porque las fundiciones son frágiles, porosas y sus propiedades mecánicas bajan.

El fósforo baja la temperatura de solidificación de la fundición y le da al metal más fluidez.

El eutéctico fosforoso aumenta al solidificarse y reduce las contracciones internas del metal, pero también ocasiona defectos: el eutéctico solidifica a más baja temperatura que el metal y tiende a ocasionar segregación y provoca puntos duros disminuyendo la resistencia de las fundiciones al calor.

Las fundiciones para cilindros por esa razón no contienen jamás más de 0.25 % de fósforo, límite del cual aparecen porosidades y puntos duros en las piezas.

El eutéctico fosforoso puede estar repartido en el metal en placas ó puntos esparcidos; su acción nefasta es menos sensible en este último caso. El fosfuro de hierro es insoluble en los ácidos di-

luidos y se ha buscado de utilizar esta propiedad para obtener fundiciones con alto tenor en fósforo resistente a la corrosión por los ácidos, pero las características mecánicas del metal son insuficientes.

Se pueden obtener también fundiciones fosforosas duras y resistentes a la abrasión mecánica y por consiguiente al uso.

(HB=500 a 600), pero los metales obtenidos son frágiles y su uso se torna restringido.

El fósforo desplaza el punto eutéctico de la fundición y las curvas del diagrama de Roozeboom, en el mismo sentido y en la misma cantidad que el silicio, es decir, que 1 % de fósforo posee una acción grafitizante equivalente a 1 % de carbono.

El diagrama de Ossan también tiene en cuenta los efectos del tenor de fósforo sobre la estructura de la fundición.

El fósforo no tiene acción sensible sobre la formación y la descomposición de la cementita.

El fósforo es introducido en el metal por las fundiciones de primera fusión, pero se pueden hacer uso de aleaciones de hierro-fósforo con 28 % de P que se emplean en particular en la fabricación de pequeñas piezas de decoración para aumentar la fluidez del metal, disminuir su acción corrosiva sobre la arena de moldeo y mejorar así los detalles de las pequeñas piezas.

Los elementos que favorecen la formación del grafito esferoidal son: cerium, magnesio, calcio, azufre, selenio, telurio.

1.3.0.0 FORMAS DEL GRAFITO EN LAS FUNDICIONES

En las fundiciones, el grafito es un elemento esencial, del cual dependen todas las propiedades del metal. Es por esto, que se considera a la fundición un acero que tiene el mismo tenor en carbono que la matriz de la fundición, pero que contiene más grafito libre.

Las diferentes propiedades de las fundiciones dependen de la naturaleza de la matriz y de la cantidad, forma y repartición del grafito. Parece que esta sea la estructura de la matriz y del grafito y más que el análisis químico se debe referir para discutir sus características mecánicas; la experiencia de las fundiciones con grafito esferoidal lo demuestran de manera palpable.

Las propiedades físicas varían igualmente con la cantidad del grafito pero dependen igualmente del factor matriz. El aspecto de una superficie maquinada depende de la forma del grafito. La naturaleza de la matriz no es totalmente independiente del factor grafito.

1.3.1.0 Grafito en Lamelas.-

La A.S.T.M. ha establecido una clasificación de las formas del grafito.

La clasificación da igualmente las dimensiones del grafito. Es evidente que dos ó tres muestras pueden coexistir en un mismo campo de observación microscópica.

1.3.2.0 Tipo A.- Grafito en lamelas de distribución uniforme y de orientación desordenada (Foto 1-9).

Este aspecto del grafito es el que se observa normalmente en las fundiciones grises coladas

en medianos y fuertes espesores donde los tenores en silicio y en fósforo no son muy elevados.

1.3.3.0 Tipo A₁.- Seudo-lamelas de grafito (Foto 1-10). El grafito se presenta en forma de lamelas cortas ramificadas. Este aspecto es menos corriente; y es debido a la existencia de numerosos gérmenes de cristalización; se le observa en particular después de adiciones de productos desoxidantes, tal como el titanio.

1.3.4.0 Tipo B.- El grafito está repartido en rosetas de orientación desordenada, (Foto 1-11). Cada roseta tiene por origen un centro de cristalización en el líquido, a partir del cual, el grafito se desarrolla radialmente; el centro de la roseta está formado de pequeñas lamelas. Este tipo de grafito se encuentra en las piezas delgadas y en las piezas que solidifican rápidamente. También se le encuentra en piezas donde la velocidad de enfriamiento es más baja que la del grafito del tipo A.

1.3.5.0 Tipo C.- Grafito que comporta diferentes tamaños de lamelas de orientación desordenada (Foto 1-12). Las lamelas gruesas se forman directamente en el líquido, después en el curso de la solidificación las pequeñas lamelas se desarrollan en los espacios más libres. Estas formas del grafito aparecen sobre todo en las fundiciones brutas de colado y en las fundiciones que hayan tenido un tenor elevado en carbono.

1.3.6.0 Tipo D.- Grafito interdendrítico de orientación desordenada (Foto 1-13). Las lamelas de grafito son muy pequeñas, y su repartición pone en evidencia los ejes de desarrollo de los cristales en la solidificación. Esta forma del grafito es parecida a la del tipo A ó B. Se le encuentra particularmente, en los



FIG. 1-9.

LAMELAS DE GRAFITO

TIPO A.

FIG. 1-10

SEUDO-LAMELAS DE

GRAFITO TIPO A-1.

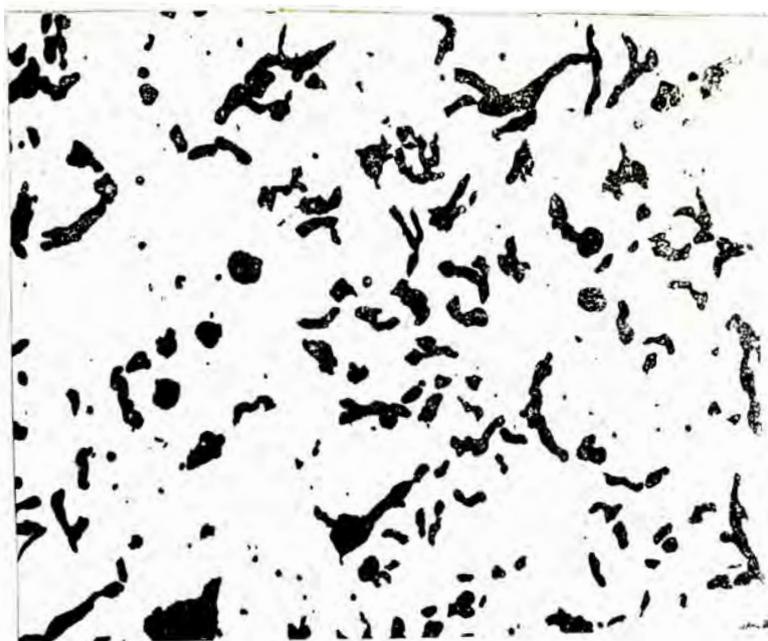


FIG. 1-11.

GRAFITO EN ROSETAS

TIPO B.



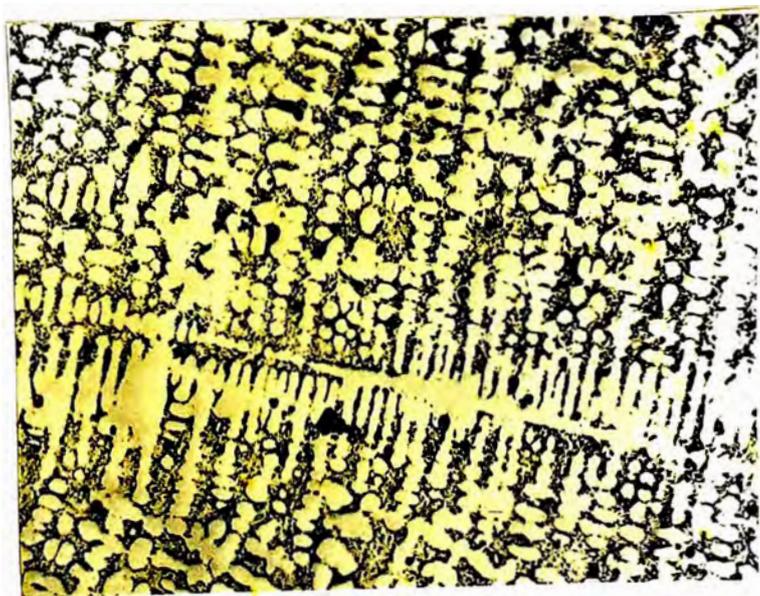


FIG. 1-12.
GRAFITO EN LAMELAS
SIN ORIENTACION PREFERENCIAL TIPO C.

FIG. 1-13.

GRAFITO INTERDENDRITICO

TIPO D.



casos de enfriamiento rápido ó en la proximidad inmediata de una zona de fundición blanca.

1.3.7.0 Dimensiones de las lamelas de grafito.-

Con la clasificación anterior se puede tener una base sobre las dimensiones de las lamelas de grafito:

No.	Dimensiones de las lamelas			
1				1 mm.
2	de	0.5	a	1 mm.
3	de	0.25	a	0.5 mm.
4	de	0.12	a	0.5 mm.
5	de	0.06	a	0.12 mm.
6	de	0.03	a	0.06 mm.
7	de	0.015	a	0.03 mm.
8			a	0.015 mm.

Es suficiente designar un grafito por una letra y una cifra: A4 designa por ejemplo un grafito en lamelas de distribución uniforme y de orientación desordenada, donde las dimensiones están comprendidas entre 0.12 y 0.25 mm.

Los factores que favorecen la obtención de las diferentes formas de grafito son las siguientes:

Tipo A.- Composición vecina al eutéctico, tenor en carbono mediano, con un silicio bastante elevado.

Tipo B.- Tenor en carbono relativamente elevado.
Tenor en silicio mediano ó bajo.

Espesor mínimo ó mediano, favorecido por una temperatura de colda baja.

Tipo C.- Se encuentra en las fundiciones netamente hipereutécticas coladas en espesores medianos ó elevados.

Tipo D.- a) Espesores pequeños:

Composición hipoeutéctica ó vecina de la eutéctica.

Tenor en carbono mediano ó bajo.

- Favorecido por una temperatura de colado baja.

b) Espesores medianos ó elevados:

- Composición netamente hipoeutéctica.

Tenores en carbono y en silicio bajos.

Favorecido por una temperatura de colado baja.

1.3.8.0 Otras formas de grafito.-

1.3.8.1 1.- Grafito en crabas ó en nódulos.- (Fig. 1-14)

Se observa este tipo de grafito en las fundiciones maleables. El grafito proviene de la descomposición de la cementita a alta temperatura. El contorno de los nódulos puede estar más ó menos roto. Depende, en particular de los porcentajes de manganeso y de azufre de la fundición. Si hay un exceso de manganeso, los nódulos tienen un contorno irregular y si hay un exceso de azufre, la forma de los nódulos es esférica.

1.3.8.2 2.- Grafito esferoidal.- (Fig. 1-15)

El grafito se deposita radialmente a partir de un centro de cristalización. Es a veces posible distinguir la capa exterior depositada al último. Este tipo de grafito se obtiene en las fundiciones de base de composiciones bien específicas, por adiciones de metales tales como el manganeso ó el cerio.

magnésio

1.4.0.0 Rol de los elementos de adición.

1.4.1.0 a) Generalidades.-

Las mejoras hechas a las fundiciones con grafito lamelar, por adiciones de elementos especiales se resumen de la siguiente forma:

- 1.- Aumento de las propiedades mecánicas en general: resistencia a la tracción, resistencia a la flexión, resistencia al choque, módulo elástico, límite de fatiga. El ejemplo más típico es el de las fundiciones aciculares al níquel-molibdeno.
- 2.- Modificación de la estructura, de la dureza y de las propiedades de fricción que resultan, sea al estado bruto de colado, sea después de un temple martensítico seguido ó no de un revenido: fundiciones al níquel-cromo, sorbíticas ó martensíticas.
- 3.- Resistencia a la abrasión ó a la erosión, generalmente por el empleo de fundiciones templadas, mezcladas ó blancas que tienen estas propiedades por la presencia de una notable proporción de carburos, con las dificultades de maquinado que son la contraparte.
- 4.- Resistencia al calor; hinchamiento, oxidación, choques térmicos, deformaciones debido a la fluencia con temperaturas elevadas, etc., fundiciones al silicio, fundiciones al cromo, fundiciones austeníticas.
- 5.- Resistencia a la corrosión en los medios ácidos, básicos ó salinos, líquidos ó grasosos: fundiciones austeníticas del tipo Ni-Resist.

Dos factores principales influyen sobre la resistencia mecánica de las fundiciones de calidad: el grafito, en cantidad, en forma y en repartición; la perlita, ó los otros constituyentes que la reemplazan, sorbita, bainita, martensita, revenida ó no.

El primero de estos dos factores, el grafito, es el más importante. Los elementos especiales no darán a las fundiciones una alta re-

sistencia a la tracción si su grafito es grosero y abundante. Pocos elementos especiales intervienen directamente sobre la fineza y repartición del grafito: el molibdeno es, desde este punto de vista, el más interesante y su efecto es muy marcado en tenores comprendidos entre 0.25 y 1 %. Como la acción del molibdeno sobre la perlita es débil, se le puede completar interviniendo sobre este último constituyente.

En conclusiones, las más altas resistencias se obtienen con adiciones simultáneas de molibdeno y de níquel, el primero afina el grafito, y el segundo, mejora la perlita.

En resumen, partiendo de una fundición no aleada, resistente se le puede mejorar de tres maneras diferentes:

Interviniendo sobre el grafito: molibdeno

Interviniendo sobre la perlita: níquel, manganeso, cromo, juiciosamente empleados.

Interviniendo a la vez sobre el grafito y la perlita: molibdeno y níquel por ejemplo.

Los elementos de adición introducidos voluntariamente en las fundiciones pueden crear perturbaciones graves cuando se encuentran en las camas de fusión como impurezas. Es necesario tener la precaución de no mezclar los retornos en las fundiciones que ocasionalmente fabrican fundiciones especiales. Por otra parte, en el lecho de fusión, la chatarra de acero dulce, debe estar exenta de los aceros no aleados.

1.4.2.0 Cromo.-

En la práctica, las adiciones de cromo a la fundición tienen el e-

fecto de aumentar la resistencia al gasto, al calor, a la abrasión y a la corrosión. El cromo afina igualmente la estructura en las grandes secciones. El cromo es un formador de carburos, y se encuentra en la fundición combinado al fierro y al carbono, puede estar presente como constituyente de la perlita ó de la cementita libre. Los carburos de cromo son más estables que los carburos de fierro de la fundición ordinaria y por lo tanto la grafitización se retarda, aumentando el carbono combinado. Cuando se aumenta el cromo, mayor es la proporción de carburos que se forma, hasta la desaparición completa del carbono grafitico.

La tabla III siguiente da de una forma aproximada, el efecto de las adiciones crecientes de cromo sobre la estructura de una fundición gris ordinaria conteniendo 3.4 % de carbono total y 2.50 % de silicio.

TABLA III	
Cr en %	Estructura
0	Ferrita, grafito grosero, perlita
0.25	Ferrita, grafito más fino, perlita
0.50	Grafito fino, perlita
1.0	Grafito fino, perlita, cementita
2.0	Muy poco grafito, cementita
3.0	Más grafito, cementita orientada
5.0	Carburos masivos
10 a 30	Cementita fina

Con pequeñas adiciones de cromo (menor que 0.5 %), no hay lugar a la formación de cementita libre, pero tiende a aumentar la perlita y a dar un grafito con mayor fuerza y con una mejor distribución.

El cromo es utilizado en pequeñas cantidades para aumentar la resistencia al gasto de las piezas, como los mono blocks de los motores, los forros de molino, etc. No tiene efecto sensible sobre la mayor ó menor dureza, pero si las iguala en las diferentes secciones. Utilizando a razón de 0.15 a 1 % con ó sin otros elementos de aleación, el cromo produce un aumento general de las propiedades mecánicas; a razón de 1 a 1.5 % aumenta la resistencia al calor hasta 400°C. Para las fundiciones especiales que deben resistir altas temperaturas, ó a la corrosión, ó los dos a la vez, la adición de cromo puede llegar hasta el 35 %.

El cromo aumenta de una forma apreciable la resistencia al desgaste, una fundición gris con 2.25 % de silicio y 3.40 % de carbono total da buenos resultados en piezas de sección delgada; si la sección aumenta, una adición de 0.3 a 1 % de cromo será beneficiosa. El cromo estabiliza la estructura eliminando las porosidades.

Generalmente, el cromo es utilizado en compañía de otros elementos de aleación tales como el níquel, el cobre, el molibdeno y el vanadio. Las combinaciones típicas son: Ni-Cr; Cr-Mo; Ni-Cr-Mo; Cu-Cr; y Cr-Va.

La tabla IV siguiente muestra la gran variedad de propiedades que se pueden obtener por adiciones de cromo.

Como impureza, el cromo es un elemento que hay que vigilar en la fabricación de la fundición gris y de la fundición maleable.

Ordinariamente, el tenor en cromo de una fundición gris no debe de

pasar de 0.10 % (riesgos de temple ó puntos duros); para las fundiciones maleables, el recocido es muy difícil si el tenor en cromo es superior a 0.05 %.

TABLA IV	
Cr. en %	Efectos
0.25 a 0.90 %	Mayor resistencia Mayor resistencia al desgaste Aumenta la profundidad de temple Estructura más densa. Mayor resistencia a la corrosión
0.90 a 2 %	Resistencia a la hinchazón Mayor resistencia al desgaste Mayor resistencia a la corrosión
14 a 17 %	Resistencia al desprendimiento de costras hasta 815°C Resistencia a la corrosión Resistencia al desgaste
22 a 30 %	Resistencia al desprendimiento de costras hasta 930°C Excelente resistencia a la corrosión Resistencia al desgaste Resistencia mecánica a altas temperaturas
30 a 35 %	Resistencia a numerosos casos de corrosión Resistencia al desprendimiento de capas de óxido Resistencia a ciertos metales líquidos

1.4.3.0 El Níquel.-

Como el silicio, el níquel favorece la grafitización, pero con menos eficacia. Esta propiedad es raramente utilizada en la práctica. En la mayor parte de los casos, se compensa esta acción grafitizante del níquel, sea bajando el tenor en silicio, variable según el porcentaje de níquel a añadir, sea generalmente por una adición de cromo sin modificar el tenor en silicio.

El níquel interviene sobre la matriz de las fundiciones de la misma forma que en los aceros, pero muy rápidamente en razón del tenor relativamente elevado en carbono de esta matriz. El níquel controla la estructura retardando la transformación de la austenita, estabilizando la perlita y manteniendo el carbono equivalente en el carbón eutéctico. La figura 1-16 muestra el efecto del níquel y de la sección sobre la estructura de una fundición con 1 % de molibdeno.

El níquel, con ó sin adiciones de plomo, convenientemente proporcionadas aumenta fuertemente la resistencia, la tenacidad y la resistencia al desgaste; disminuye la tendencia al temple y da un crecimiento uniforme de la dureza, al mismo tiempo que da una mejor maquinabilidad. En las fundiciones el níquel, las lamelas de grafito son más pequeñas, la dimensión del grano es menor y más uniforme y los puntos blancos duros y frágiles son eliminados.

Las fundiciones ordinarias se hacen progresivamente no maquinables con durezas Brinell superiores a 180, en tanto que las fundiciones con adiciones convenientes de níquel son maquinables con durezas que llegan hasta 350 Brinell.

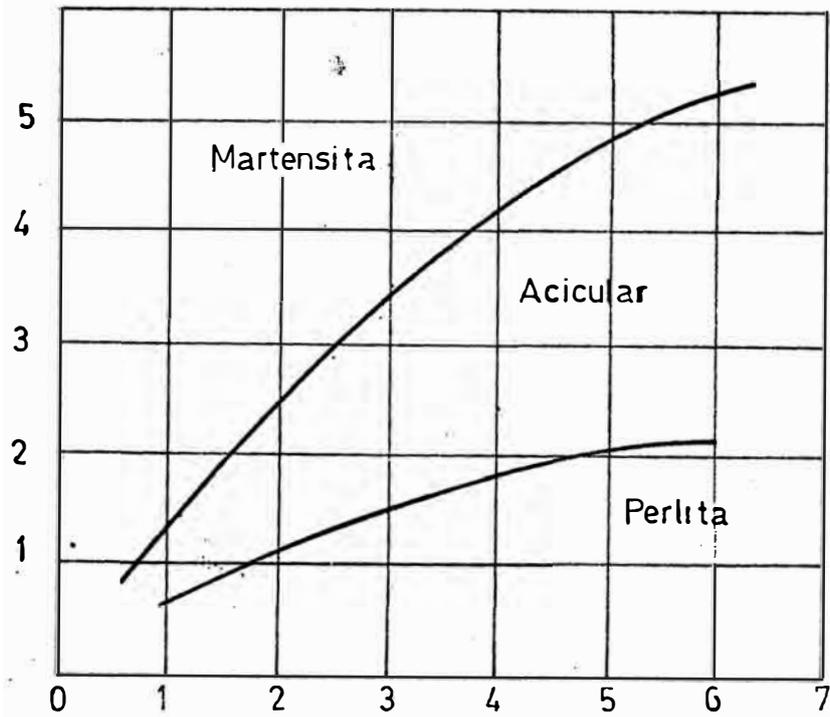
TABLA V				
EFECTO DEL NIQUEL SOBRE LA DUREZA DE LAS FUNDICIONES GRISES				
Carbono total	Carbono combinado	Silicio	Níquel	Dureza Brinell
2.24	0.73	2.34	1.07	273
2.27	0.68	2.36	2.07	286
2.33	0.74	2.29	3.06	293
2.27	0.71	2.22	4.10	302

Con pequeños tenores (1 a 3 %) con ó sin cromo, el níquel afina la perlita y transforma este constituyente progresivamente en sorbita, lo que se traduce en una mejoración apreciable de la dureza y de la resistencia al desgaste, conservando siempre las facilidades de maquinado.

Con tenores medianos en níquel y cromo (Ni: 2 a 4 %; Cr: 0.5 a 1 %) las fundiciones se vuelven susceptibles a un endurecimiento muy importante, después de un tratamiento térmico, éste último permite mejorar la resistencia a la tracción, a la flexión, al cri-zallamiento y aumenta la dureza.

La tabla V muestra el efecto del níquel sobre la dureza de las fundiciones grises.

Con tenores más elevados (4 a 8 %), la perlita se transforma en martensita, por consiguiente queda enteramente gris y es no-maquinable, al estado bruto de colado. Es suficiente un revenido a una temperatura conveniente (500 a 650°C) para volver al metal maqui-



Fundicion Base

CT : 2.5 Si : 2,5 ; Mn : 0,5 ; Mo = 1

DIAGRAMA 1-16

EFEECTO DEL NIQUEL y DE LA SECCION SOBRE LA ESTRUCTURA DE UNA FUNDICION CON 1% DE MOLIBOENO.

nable, conservando una dureza relativamente elevada (280 a 340 Brinell).

Entre 8 y 12 % de níquel, la matriz está constituida de una mezcla de martensita y de austenita, y será esta matriz más rica en austenita conforme el porcentaje en níquel aumenta, siendo la velocidad de enfriamiento en el molde rápida. Cuando la fundición es muy dura, se hace no-maquinable y presenta poco interés práctico. Cuando el tenor en níquel llega a 15 % más ó menos, la fundición se vuelve austenítica, es decir la misma estructura que en los aceros con 25 % de níquel, por ejemplo; en ese momento es amagnética y posee una buena resistencia a la corrosión, así como a la oxidación a temperaturas elevadas.

1.4.4.0 El Cobre.-

La solubilidad del cobre en la fundición es de más ó menos 2.5 %, en tenores superiores la fundición presenta las características de una fundición compleja. Este valor no se modifica cuando la fundición sufre variaciones en su composición química, salvo en los casos de una adición de níquel. Según los trabajos de la Monel Níquel Company's toda adición de 1 % de níquel aumenta la solubilidad de 0.50 % de cobre. En la práctica, el tenor posible de cobre en una fundición puede estar determinado por la fórmula:

$$\% \text{ Cu} \leq 3.5 \% + 0.3 \text{ Ni}$$

El calcio, el silicio, y el cromo, mejoran la solubilidad del cobre en proporciones mal definidas; el molibdeno, la disminuye notablemente, es por eso que se constatan segregaciones en una fundición con 0.79 % de molibdeno y 1 % de níquel con 1.30 % de cobre.

El cobre tiene un efecto grafitizante, suprime la cementita libre sin tender a la descomposición de la perlita. El grafito tiende a tomar la forma dendrítica. El poder grafitizante del cobre equivale a 30 % del silicio y 85 % del níquel, contrabalancea el efecto de 1.40 % de manganeso ó de 0.30 % de cromo. Dado el efecto grafitizante del cobre en el intervalo de solidificación, y el efecto antiferritizante en el enfriamiento en las zonas de transformación, las adiciones de cobre en las fundiciones grises impide la formación de ledeburita en las secciones delgadas y la formación de ferrita en las zonas gruesas.

La adición de cobre provoca una estructura muy uniforme, sin formación de puntos duros, ni puntos dulces, y da al mismo tiempo propiedades de resistencia mecánica y de dureza remarcable.

El cobre interviene en el mismo sentido que el níquel en la velocidad crítica de temple, pero tiene desventajas para obtener una modificación estructural; de esto resulta que la obtención de una estructura martensítica al estado bruto de colado, no puede ser obtenida sólo con el cobre, pues el tenor necesario pasaría sensiblemente el límite de solubilidad; por el contrario, la asociación níquel-cobre, sería interesante. Ciertos autores aconsejan añadir:

$$(Ni + Cu) \% = 1.1 \text{ a } 1.2 \times Ni \% \text{ empleado sólo}$$

Las otras asociaciones frecuentemente empleadas son: Cu-Cr; Cu-Cr-Mo; Cu-Mo; Cu-Mn; Cu-Va. Es necesario asegurar un balance correcto entre el cobre y los elementos estabilizadores de los carburos; las adiciones de cobre deben ser de 3 a 6 veces iguales a las del cromo según el tenor en carbono (los porcentajes más elevados son utilizados en las fundiciones con bajo carbono); estas deben estar en cantidades iguales a las del molibdeno y del manga-

neso; y diez veces superiores a las del vanadio.

Siendo grafitizante, el cobre produce un ablandamiento de la fundición cuando ésta contiene cementita libre. En ausencia de cementita libre, el cobre, entra en solución en la matriz y provoca un aumento de la dureza. De este aumento de dureza, no resulta una disminución de la maquinabilidad, como en el caso del endurecimiento producido por la presencia de carburos.

Según Smith, la adición de 1 % de cobre, aumenta la dureza Brinell en 11 puntos, un tenor de 2 % lo aumenta en 21 unidades. En fin, los ensayos de resiliencia han permitido constatar que el cobre tiene una influencia sobre la resistencia al choque de la fundición.

1.4.5.0 Molibdeno.-

El molibdeno afina la estructura y en particular el grafito repartiéndolo mejor, transforma la perlita y provoca un aspecto sorbítico más homogéneo.

Una mejoración de las características mecánicas se puede obtener por el empleo del molibdeno sin cambiar la práctica normal de la fusión. En los límites de 0.25 a 1.75 %, el molibdeno eleva la resistencia a la tracción, al cizallamiento, a la flexión, al choque, a la fatiga, y al desgaste sin disminuir las flechas de flexión; la resistencia al calor mejora también así como la facilidad del maquinado; la porosidad se suprime y se reduce en las piezas coladas en grandes secciones.

En fin, el molibdeno favorece los efectos de temple, y en los casos de temples parciales tiene una influencia más neta desde el punto de vista de atenuación de transiciones muy brutales entre

la estructura blanca de la superficie y la estructura gris del núcleo. El rendimiento de los tratamientos térmicos también mejora. En general, el molibdeno es utilizado asociado a otros elementos. Las asociaciones corrientes son: Ni-Mo; Cr-Mo; Ni-Cr-Mo; Cu-Mo; Cu-Cr-Mo; Mo-Va.

Desde el punto de vista práctico, el molibdeno es adicionado en la forma de ferro-aleación, en trozos al horno eléctrico ó al horno de reverbero, en polvo suficientemente fino en el canal del cubilote ó en el recipiente de colada.

El empleo de fundiciones madres, es también interesante.

1.4.6.0 Estaño.-

El estaño puede ser utilizado como elemento de control de la estructura de las fundiciones, estabiliza los carburos y permite en ciertos tenores obtener una estructura enteramente perlítica, estable en caliente.

La cantidad a añadir está en función de la fundición base; por ejemplo, si se añade 0.1 % de estaño a una fundición de composición siguiente: C = 3.26 %; Mn = 0.7 %; Si = 2.0 %; P = 0.1 %; S = 0.08 %. La cantidad de perlita aumenta de 80 a 100 %.

En una fundición de composición similar, pero con un manganeso de 0.4 % y silicio de 2.4 %, será necesario 0.5 % de estaño para aumentar el porcentaje en perlita de 50 a 100 %. Se nota que, hasta 0.5 % de estaño, la profundidad de temple no es afectada; la dureza Brinell aumenta ligeramente. En el caso de las dos fundiciones citadas anteriormente, éstas pasan respectivamente de 200 a 225 y 130 a 170 Brinell. Las cargas de ruptura aumentan igualmente de 22 a 25 Kg/mm² y de 12 a 15 Kg/mm². En los dos ejemplos ci-

tados. El módulo de elasticidad mejora un 5 % con un tenor de estaño de 0.1 %; la resistencia al choque disminuye fuertemente. La adición normal varía de 0.05 a 0.1 % obteniéndose un tenor residual de 0.04 a 0.07 %. Esta adición mejora la maquinabilidad. En las fundiciones con grafito esferoidal, el efecto es el mismo que en las fundiciones grises, pero la influencia nociva del estaño para la formación de los nódulos debe ser neutralizada por una pequeña adición de tierras raras; la estructura se vuelve enteramente perlítica con pequeños nódulos de grafito.

Se nota que la adición de 0.1 % de estaño, tiene un efecto favorable sobre la estructura de las fundiciones nodulares que trabajan entre 500 y 650°C; hipoeutécticas para la fabricación de monoblocks.

1.4.7.0 Vanadio.-

El vanadio es un fuerte promotor de carburos, estabiliza la cementita y disminuye la grafitización.

Cuando el vanadio se añade a la fundición en una proporción de 0.10 a 0.50, se observan los siguientes efectos:

Hay interferencia entre la grafitización y la estabilización de la cementita.

Las lamelas de grafito son más pequeñas, la distribución es más uniforme.

El grosor del grano de la matriz disminuye

Hay aparición de una estructura sorbítica.

El vanadio aumenta la resistencia a la tracción y a la flexión, así como la dureza.

En general, las adiciones están comprendidas entre 0.10 y 0.25 %. Una adición de 0.12 % facilita grandemente el maquinado. El vanadio es siempre utilizado asociado al níquel, el cobre, cromo ó molibdeno.

1.4.8.0 Teluro.-

El teluro provoca la formación de un temple duro, aumenta el tenor en carburos y da una mejor resistencia al desgaste; la dureza Brinell puede llegar hasta 450.

El efecto del teluro no subsiste después de la refusión, pero las trazas retantes del orden de 0.0007 % son susceptibles de provocar una disminución de la resistencia. Este fenómeno se remarca principalmente en las secciones gruesas.

La afinidad del teluro por el oxígeno es muy grande y son muchas las precauciones que se deben tomar cuando se le introduce en el metal líquido. Las cantidades normales a añadir son del orden de 0.02 %, el éxito de las adiciones de teluro dependen de la fundición a tratar; de la cantidad de teluro a añadir; de la eficacia del método de introducción empleado.

1.4.9.0 Tabla sinóptica de los principales elementos de aleación.-

TABLA VI				
Elementos	Porcentaje corriente	Efectos sobre el temple	Efectos sobre la estructura	Utilización
Aluminio	hasta 2 %	Lo reduce 1 % equivale aproxim. a 0.50 % de Si.	Estabiliza la ferrita. Aumenta la dimensión del grafito. Disminuye la dureza.	Generalmente utilizado en pequeñas cantidades como desoxidante.
Cromo	0.15 a 1 %	La aumenta 1 % neutraliza 1 % de silicio.	Estabiliza la cementita. Reduce y afina el grafito Aumenta la dureza.	Utilizado para endurecer, aumenta el temple y la resistencia al desgaste.
Cobre	0.5 a 2 %	La disminuye 1% equivale a 0.35 de Si Permite el control de la profundidad de temple.	Tiende a aumentar el grafito y lo afina.	Endurece la matriz; aumenta la fluidez.
Manganeso	0.3 a 1.25 %	Combinándose con el azufre, disminuye el temple; aumenta la dureza. 1% neutraliza 0.25% de Si.	Estabiliza la austenita Afina el grafito y la perlita.	Interviene como desoxidante. Afina el grano, aumenta la densidad y la fluidez.

Elementos	Porcentaje corriente	Efectos sobre el temple	Efectos sobre la estructura	Utilización
Molibdeno	0.30 a 1 %	La aumenta. 1% tiene el mismo efecto que 0.35% de Cr y neutraliza 0.35 % de Si.	Afina el grafito y la perlita.	Utilizado principalmente en presencia de Ni, Cu, Cr, en las fund. con alta resistencia.
Níquel	0.10 a 3 %	La disminuye 1% equivale a 0.33% Si. y neutraliza el efecto de 0.33% de Cr.	Estabiliza la austenita. Afina la perlita y el grafito.	Aumenta la densidad. Uniformiza la dureza entre las partes delgadas y gruesas.
Silicio	0.5 a 3.5 %	La disminuye	Estabiliza la ferrita. Aumenta la dimensión y la cantidad de grafito.	Ablanda la fundición, disminuye las características.
Titanio	0.05 a 0.10 %	La disminuye energicamente.	Aumenta y afina el grafito.	Utilizado como desoxidante y desgasificador. Aumenta la fluidez.
Vanadio	0.15 a 0.50 %	Aumenta la resistencia. 1% compensa el efecto de 1.75 % Si.	Estabiliza la cementita y cierra la estructura.	Aumenta la resistencia y la dureza y la abrasión al calor.
Zirconio	0.10 a 0.30 %	La reduce ligeramente.	Ayuda a la formación de grafito.	Disminuye la dureza. Desoxida. Aumenta la fluidez y la densidad.

C A P I T U L O I I

2.0.0.0 LA ESTRUCTURA DE LAS FUNDICIONES GRISES

La característica principal de la fundición gris es su estructura típicamente heterogénea. Vista al microscopio presenta una matriz acerada en la cual las lamelas de grafito de diversas dimensiones se reparten sin orden aparente.

El grafito se deposita en la solidificación y presenta todas las características de una estructura primaria. Contrariamente a lo que pasa en la mayor parte de las otras aleaciones heterogéneas, esta estructura primaria, es decir, la cantidad, forma y repartición de las lamelas del grafito están dadas a la vez y no pueden ser modificadas por un tratamiento térmico por abajo al punto de fusión.

La Matriz, se forma a una temperatura más baja por transformación de los cristales mixtos austeníticos en cristales de ferrita y perlita. Haciendo diversos tratamientos térmicos, se les puede comunicar todas las propiedades que se encuentran en los aceros.

En los casos de fundición gris, constituidas a alta temperatura de austenita y de grafito, la matriz puede ser:

Esencialmente perlítica.

Constituida por una mezcla de perlita y ferrita.

Raramente ferrítica.

La composición y la velocidad de enfriamiento determinan la estructura final. El diagrama de Maurer (Fig.1-2) da una imagen esquemática de la relación entre la estructura de la fundición y los tenores en carbono y en silicio para piezas de un espesor de 20 a 30 mm. Es necesario no olvidar que la estructura de las fundiciones puede ser ligeramente influenciada por las condiciones de

elaboración.

2.0.1.0 a) Fundición con Matriz Perlítica.-

La Micrografía de la Fig. 2-1 pone en evidencia la presencia de lamelas de grafito sobre un fondo de perlita o matriz perlítica. Se constata que la perlita tiene una estructura lamelar compuesta de lamelas alternadas de ferrita y cementita. Las lamelas de perlita pueden estar más o menos cerradas.

Esta estructura puede ser realizada sin adiciones de elementos de adición costosos. Es necesario vigilar la constitución regular del lecho de fusión y el tenor en silicio de la fundición.

En la práctica, se encuentra la matriz perlítica en las fundiciones con un carbono total del orden de 3 a 3.40 % con un tenor en silicio adaptado al espesor. El tenor de la fundición en carbono combinado es de 0.85 %. Cuando la matriz presenta una perlita fina, bien homogénea, la fundición presenta una dureza y características mecánicas remarcables.

2.0.2.0 b) Fundición con Matriz Perlito-Ferrita.-

La fundición presenta lamelas de grafito en una matriz compuesta de perlita y de placas de ferrita (Fig.2-1). El tenor en carbono combinado es inferior al que hay en una fundición perlítica. La formación de la perlita encuentra su origen, sea en un enfriamiento lento en el curso de la solidificación, sea en un tenor en silicio elevado con relación al espesor de la pieza. Generalmente la dureza es inferior al de las fundiciones perlíticas.

2.0.3.0 c) Fundiciones Perlíticas que contienen Carburos.-

La micrografía de la figura (2-2) pone en evidencia lamelas de grafito sobre un fondo compuesto de perlita y cementita. El carbono combinado se presenta con un tenor superior al de una fundición perlítica. La dureza es más elevada que en las fundiciones se obtiene:

- Cuando se adiciona cromo, manganeso, molibdeno, que favorecen la formación de carburos complejos análogos a la cementita.

Cuando el tenor en silicio es bajo en relación al espesor de la pieza.

2.0.4.0 d) El Eutéctico Fosforoso.-

En la práctica en las fundiciones corrientes, el fósforo queda en solución en la matriz mientras su tenor no pase de 0.10 %.

A partir de este valor el eutéctico fosforoso aparece en la forma de cristales blancos punteagudos. La cantidad de eutéctico fosforoso está en función de la velocidad de enfriamiento de la fundición.

Existe igualmente una fundición eutéctica fosforosa más compleja, más normal en las fundiciones grises (Fig.2-3); en el eutéctico fosforoso está asociado a placas de cementita, el conjunto forma un cristal de dimensiones considerables. Se encuentra generalmente cristales mixtos cuando el tenor en silicio de la fundición es pequeño, o cuando presenta elementos estabilizadores tales como el cromo. El eutéctico fosforoso llamado pseudo-binario, se encuentra en las fundiciones enfriadas lentamente o cuando hay tenores elevados en silicio. Forma dos elementos (ferrita y fosfuro de hierro Fe_3P , mientras que el eutéctico fosforoso ternario se asemeja a la cementita.

2.1.0.0 LA ESTRUCTURA DE LAS FUNDICIONES BLANCAS

El grafito de las fundiciones grises es blando y se disgrega fácilmente por abrasión. Para evitar este inconveniente, se puede hacer cristalizar el carbono de las fundiciones en la forma de carburo de hierro Fe_3C , sea aumentando la velocidad de solidificación, sea disminuyendo el tenor en silicio, elemento grafitizante. Se obtiene así una fundición blanca compuesta de carburo de hierro y una matriz perlítica. Estos carburos tienen una dureza mucho más elevada que el grafito y confiere a la fundición mejor resistencia al desgaste.

2.1.1.0 Fundiciones blancas hipereutécticas.-

El carbono equivalente es superior a 4.3 %. Las Figs. 2-4 y 2-5 dan dos aspectos micrográficos de las fundiciones blancas, una con 4.8 % de carbono, la otra con 5.70 %. A medida que el tenor en carbono crece, los cristales de cementita se desarrollan más y más, y se vuelven igualmente más groseros; se constata al mismo tiempo que la perlita llena los intervalos entre los cristales de cementita.

2.1.2.0 Fundiciones blancas eutécticas.-

El tenor en carbón equivalente es igual a 4.3 %. Los dos constituyentes presentan perlita y cementita y se yuxtaponen en la forma de una matriz homogénea (Fig.2-6).

2.1.3.0 Fundiciones blancas hipoeutécticas.-

El carbono equivalente es inferior a 4.3 %. Se constata que en la Fig. 2-7 la presencia de dos constituyentes: perlita y cementita, la repartición de la perlita pone en evidencia la disposi-



FIG. 2-1

FUNDICION

PERLITICA

PERLITA

GRAFITO

FIG. 2-1a

FUNDICION CON MATRIZ

PERLITO-FERRITA.



GRAFITO

EUTECTICO
FOSFOROSO

FERRITA



FIG. 2-2.

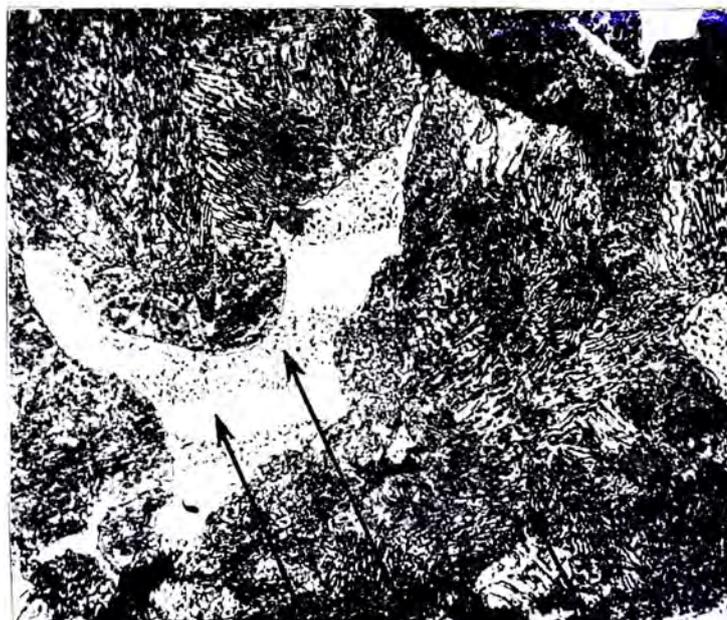
FUNDICION PERLITICA
QUE CONTIENE CARBUROS

CEMENTITA

GRAFITO

FIG. 2-3.

EUTECTICO FOSFOROSO



CEMENTITA
GRAFITO

PERLITA
EUTECTICO
FOSFOROSO



FIG. 2-4.

FUNDICION BLANCA

HIPER - EUTECTICA

PERLITA

CEMENTITA

FIG. 2-5

FUNDICION BLANCA

HIPER - EUTECTICA



PERLITA

CEMENTITA



FIG. 2-6

FUNDICION BLANCA

EUTECTICA

PERLITA CEMENTITA

FIG. 2-7

FUNDICION BLANCA

HIPO-EUTECTICA



PERLITA

CEMENTITA

ción de los ejes de cristalización, en la solidificación.

2.1.4.0 Fundiciones intermedias.-

Una fundición es mezclada, cuando presenta a la vez dos zonas grises y dos zonas blancas. El grafito está ubicado en una matriz compuesta de perlita y cementita (FIG.2-8).

Se trata de una estructura intermediaria que se encuentra a menudo en las fundiciones enfriadas bruscamente (colada en coquilla por ejemplo). Generalmente, en una pieza, el paso de la estructura blanca a la estructura gris se opera por un paso intermediario que da la estructura mezclada.

2.2.0.0 EL GRANO DE LAS FUNDICIONES

El grosor del grano de una fundición, es decir, la cantidad y las dimensiones de las células eutécticas, dependen directamente de la matriz de la fundición y varían directamente con las condiciones en las cuales se efectúa el enfriamiento, sino se efectúa posteriormente ningún tratamiento térmico.

Conforme el enfriamiento es más rápido, el grano tiene tendencia a hacerse más fino. Una variación de la temperatura de colado, modifica el grado de calentamiento de la arena en el momento en que se produce la solidificación, teniendo por consecuencia una influencia indirecta sobre el grosor del grano. Parece que la influencia del grano depende de la relación volumen/superficie, pero está influenciado igualmente en forma considerable por la temperatura de colado y por la forma de la pieza. La variación del grosor del grano en una pieza colada depende igualmente de estos factores y será más importante si las piezas son más gruesas y co-

ladas a más baja temperatura; por consiguiente en las piezas muy gruesas esta variación disminuye considerablemente.

La influencia del carbono es preponderante: la cantidad de células crece rápidamente con el tenor en carbono; los otros elementos tienen poca influencia. De estas consideraciones, es posible sacar algunas conclusiones relativas a la ley de enfriamiento de una pieza en el molde:

- a) Las piezas muy delgadas se enfrían rápidamente, las gradientes de temperatura en el metal líquido son elevadas, los fenómenos de convección prácticamente no intervienen y el grano es fino.
- b) En las piezas muy gruesas, donde el metal resta líquido largo tiempo, las gradientes de temperatura son bajas, las corrientes de convección son importantes; el grano es homogéneo y grosero.
- c) En las piezas de espesores medianos, la influencia de la temperatura de colado es particularmente grande, los fenómenos de convección pueden jugar un rol importante. La variación del grosor del grano en una pieza de espesor mediano es siempre relativamente grande.

Por consiguiente, existe una excepción a esta regla y es en lo concerniente al caso de las fundiciones resistentes, para las cuales el silicio se adapta al espesor de las piezas, es decir, elegirlo lo más bajo posible teniendo en cuenta la necesidad de obtener una estructura gris para estas fundiciones, el grano eutéctico varía poco con la temperatura de colado, esta variación se hace a menudo en el sentido del engrosamiento.

Cuando se habla de la fineza de la estructura, la solidificación en las condiciones de enfriamiento, la única característica que

se puede hacer intervenir para tener en cuenta esta fineza, es la duración de la etapa eutéctica. Esto en particular tiene la ventaja de tener en cuenta la influencia de la temperatura de colado. En un estudio sobre el grano de las fundiciones, Ferry y Margeric, han demostrado que la cantidad n de células eutécticas encontradas en el plano de pulido por una recta de longitud dada, está ligada a la duración t de la etapa eutéctica por la fórmula:

$$n \sqrt{t} = c^{te}$$

El valor de la constante no dependerá de la temperatura de colada.

Los mismos autores han demostrado que para piezas coladas a la misma temperatura, la cantidad de células en el núcleo depende de la relación V/S y muy poco de la forma de las piezas. Con ciertas reservas, la relación entre n y V/S se escribe:

$$n \times \frac{V}{S} = c^{te}$$

El valor de la constante depende aquí de la temperatura de colada.

La comparación de las dos fórmulas anteriores permiten dar con la ley de solidificación:

$$t_c = K \left(\frac{v^2}{S} \right)$$

t_c es la duración de la etapa de solidificación en el núcleo de la pieza.

Parece que para una fundición dada, la resistencia al cizallamiento varía linealmente en función de la cantidad de células. Esta variación de resistencia no podrá ser atribuida solamente a la influencia del grosor del grano de solidificación; depende igualmen-

te de la fineza de la perlita y de la presencia eventual de ferrita; pero el grano de solidificación y la fineza de la perlita están ligadas entre ellas en el caso de una pieza bruta de colado, porque estas son función de la velocidad de enfriamiento.

2.3.0.0 CARACTERISTICAS FISICAS Y MECANICAS

2.3.1.0 Influencia del grafito.-

La densidad de una fundición depende solamente de la cantidad de grafito presente y no está afectada por la forma y las dimensiones de este grafito. Para las fundiciones perlíticas se puede calcular de la siguiente forma:

$$d = 7.80 - 0.21 + ct - \left(0.85 - \frac{1}{6} \text{ Si}\right)$$

Para una misma fundición la densidad varía ligeramente con el espesor de las piezas coladas y puede servir para poner en evidencia la presencia de ferrita.

El módulo de elasticidad depende únicamente del grafito, varía un poco con la cantidad de grafito y mucho con su forma y dimensiones. Para fijar ideas un aumento de 1 % de la cantidad de grafito disminuye el módulo 1500 Kg/mm^2 y cuando las lamelas pasan del tipo 2 al tipo 8, el módulo aumenta 400 Kg/mm^2 . Se puede evaluar esta influencia correspondiente a una disminución de la dureza de la matriz de 30 a 50 Brinell.

La resistencia de las fundiciones grises depende mucho más del grafito que de la matriz. Según las dimensiones de las lamelas y la cantidad de grafito se puede decir que la influencia del grafito reduce a un valor comprendido entre 20 y 33 % la resistencia

propia de la matriz en las fundiciones perlíticas.

2.3.1.0 Influencia de la matriz.-

Después de un tratamiento térmico de ferritización las variaciones de las características mecánicas de las fundiciones perlíticas, al estado bruto de colado pueden expresarse de la siguiente forma:

- Resistencia a la tracción: disminuye de 25 a 40 %.
- Módulo de elasticidad: disminuye de 500 a 2000 Kg/mm o sea de 5 a 20 %.
- Dureza Brinell: disminuye de 30 a 50 %.
- Densidad: disminuye de 0.10 a 0.20 %.

La relación entre la resistencia a la tracción (R_t), el límite elástico (E) y la dureza Brinell (H) es:

$$R_t = K \times E \times H$$

En el caso de las fundiciones perlíticas con bajo fósforo, el coeficiente K es vecino a 10×10^{-6} ; este valor puede igualmente ser admitido cuando la matriz es ferrítica, pero puede variar hasta 12.5×10^{-6} .

En las fundiciones ferríticas, el efecto de abolladura es menos pronunciado que en las fundiciones perlíticas y resulta que la relación de la resistencia de la fundición y la resistencia de la matriz no disminuye. La dureza de las fundiciones ferríticas varía notablemente con el espesor y el tenor en carbono. En barras de 10 mm., es imposible obtener durezas inferiores a 150 Brinell aunque se tengan tenores en carbono que lleguen a 3.65 %.

2.3.3.0 Sensibilidad al espesor.-

Las propiedades mecánicas y físicas de una fundición dependen del espesor pues según la velocidad de solidificación, la estructura varía.

El diagrama de Collaud, Fig. 2-9 y la tabla de correlación de De Sy y Van Eeghem (Tabla VII) indican la resistencia a la tracción de una fundición para diversos espesores o diámetros de barras.

TABLA VII				
Clase	Espesor ϕ en mm.	Resistencia a la tracción Kg/mm ²	Dureza Brinell	Módulo de elasticidad Kg/mm ²
15	7.5	21 - 31	235 - 300	10600 - 13800
	15	17 - 24	190 - 240	10000 - 13200
	30	<u>15</u> - 20	155 - 200	7700 - 11100
	60	9 - 15	110 - 145	6200 - 10800
	90	8 - 15	100 - 145	6300 - 10100
20	7.5	27	255	10600 - 14400
	15	21 - 29	210 - 240	11500 - 13700
	30	<u>20</u> - 25	180 - 215	9300 - 11700
	60	12 - 20	125 - 180	8100 - 11100
	90	10 - 19	120 - 160	7900 - 10900
25	7.5	30	275	13000
	15	28 - 34	225 - 270	12000 - 15000
	30	<u>25</u> - 30	195 - 235	10700 - 12900
	60	17 - 24	170 - 210	9300 - 12900
	90	14 - 24	150 - 210	9400 - 13200
30	7.5	40	300	16100
	15	33	240	12900 - 16100
	30	<u>30</u> - 35	215 - 260	11300 - 14800
	60	21 - 27	195 - 225	10600 - 13600
	90	20 - 26	185 - 225	10400 - 14000
35	15			
	30	<u>35</u> - 40	220	11500 - 15000
	60	29	215	10800 - 14800
	90	28	215	11300 - 14900

DIAGRAMA DE COLLAUD

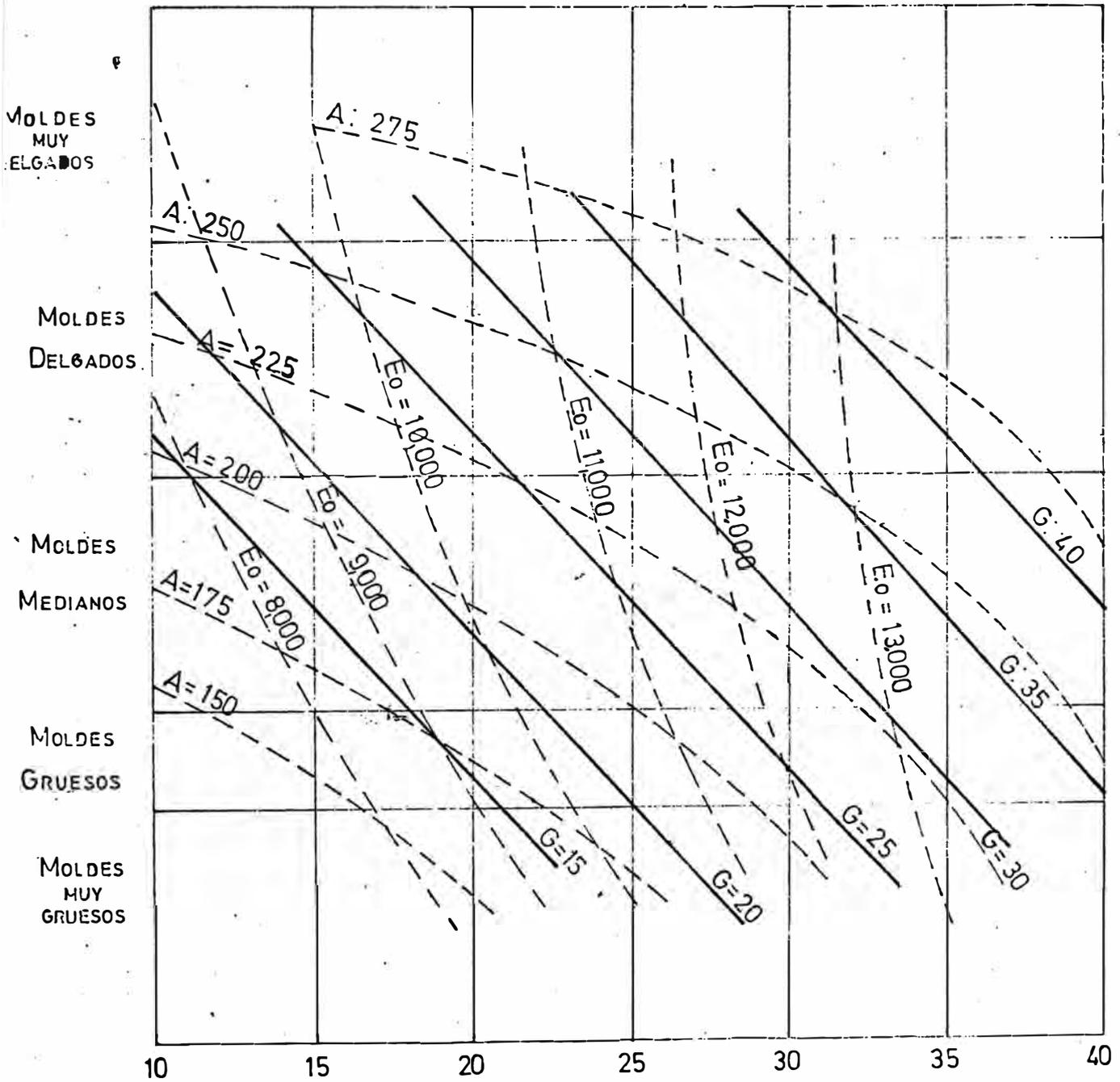


DIAGRAMA 2-9

Por ejemplo, para una fundición de calidad mediana que tiene una resistencia a la tracción de 22 Kg/mm^2 colada en un jet de 32mm., esta resistencia baja a un valor de 18 Kg/mm^2 cuando es colada en un jet de 50mm. de diámetro. Las durezas varían igualmente: aumentan cuando el diámetro disminuye debido al enfriamiento más rápido. De la tabla de De Sy (Tabla VII), se puede concluir que el espesor tiene menos efecto sobre los moldes colados en fundición fina.

La resistencia de las fundiciones con alto tenor en silicio aumenta rápido cuando los espesores disminuyen. Correlativamente, si el tenor en carbono disminuye, es posible para las fundiciones con alto tenor en silicio, obtener con pequeños espesores, resistencias considerablemente elevadas y quizás más elevado que en el caso de las fundiciones con bajo tenor en silicio. Por el contrario cuando el espesor disminuye, la resistencia de una fundición con tenor moderado en silicio, parece tender hacia un límite superior. Cuando este límite llega, una nueva disminución del espesor conduce a la obtención de una fundición mezclada. La variación de la resistencia está en función del espesor y es más rápido en el caso de las fundiciones con alto tenor en silicio que en el caso de fundiciones con un tenor en silicio moderado.

En las fundiciones con un tenor moderado en silicio, la ley de variación de la resistencia en función del espesor no es la misma en todas las gamas de espesor.

2.3.4.0 Influencia del modo de fusión y de la temperatura de colada.-

Para un índice de saturación eutéctico dado, (DSE), no hay influencia marcada del modo de fusión de la fundición sobre la resistencia y la Dureza Brinell.

:

En lo que concierne a la temperatura de colada se pueden sacar las consideraciones siguientes:

- 1.- Si las piezas están alimentadas convenientemente, no se observa una variación notable de densidad cuando la temperatura de colado disminuye; cuando se produce una variación de densidad, se explica por la aparición de ferrita en la fundición.
- 2.- Las variaciones de resistencia son en general explicables, a partir de las variaciones de módulo de elasticidad que modificarán de forma el grafito y las variaciones de dureza que en general comprenden la presencia de ferrita.
- 3.- En el caso de las fundiciones resistentes, la resistencia a la tracción disminuye notablemente con la temperatura de colado; el módulo de elasticidad prácticamente no varía, la dureza puede bajar sensiblemente por una posterior aparición de ferrita. La disminución de resistencia cuando la temperatura disminuye, es debida principalmente a la presencia de cantidades notables de ferrita. Esta disminución puede llegar de 10 a 25 %, es decir del orden de 3 a 5 Kg/mm².
- 4.- La resistencia de las fundiciones medianamente resistentes no varía mucho con la temperatura de colada, lo mismo el módulo y la dureza.
- 5.- Para las fundiciones con baja resistencia, la resistencia a la tracción aumenta cuando la temperatura de colado disminuye, la dureza varía un poco; el módulo aumenta sensiblemente. Este aumento de resistencia está ligado al crecimiento del módulo y correlativamente a la presencia de grafito más fino; este puede llegar a 10 %, es decir, del orden de 1 a 1.5 Kg/mm².

2.3.5.0 Relación entre las características mecánicas.-

Para las fundiciones grises con grafito lamelar no aleadas, existe entre la resistencia a la tracción (R_t), a la flexión (R_f) y al cizallamiento, las relaciones siguientes:

$$\begin{aligned} R_f &= 1.8R_t - 2 \pm 8 \text{ Kg/mm}^2 \\ R_c &= R_t - 7 \pm 3.5 \text{ Kg/mm}^2 \\ R_f &= 1.8R_c - 15 \pm 8 \text{ Kg/mm}^2 \end{aligned}$$

Por otra parte, la resistencia a la tracción (R_t), la dureza Brinell (HB) y el módulo de elasticidad están ligadas por la relación:

$$K = \frac{R_t}{EH} \cdot 10^6$$

Para las fundiciones grises perlíticas con grafito lamelar, K es vecino a 10; para las fundiciones grises ferríticas se eleva a 12 ó 13.

Para las fundiciones al cobre, Foulon y De Sy, han establecido la relación siguiente:

$$R_t = 69.65 - (13.5 \pm 0.7) C_{total} + 3.74Cu - 0.62Cu^2$$

Si se hace $Cu = 0$:

$$R_t = 69.65 - (13.5 \pm 0.7) C_{total}$$

2.3.6.0 Caso de las fundiciones de alta resistencia.-

Desde el punto de vista práctico, se puede admitir que el límite inferior de la resistencia a la tracción de las fundiciones con alta resistencia es de 25 Kg/mm^2 . Este valor se entiende en probetas extraídas en una barra de diámetro 30 coladas separadamente.

Sobre la base de la resistencia a la tracción, se tiene la clasificación siguiente:

- Fundiciones grises: sin especificación.
- Fundiciones grises mecánicas: dureza Brinell 170. P 0.40 % Rt = 18 Kg/mm.
- Fundiciones perlíticas: Rt = 20 Kg/mm².
- Fundiciones con alta resistencia: según la Tabla VIII.

TABLA VIII	
Clase 25 : Rt = 25 Kg/mm ²	Fundiciones con grafito lamelar
Clase 30 : Rt = 30 Kg/mm ²	
Clase 35 : Rt = 35 Kg/mm ²	Fundiciones aciculares
Clase 40 : Rt = 40 Kg/mm ²	
Clase 50 : Rt = 50 Kg/mm ²	Fundiciones nodulares
Clase 60 : Rt = 60 Kg/mm ²	

1.- Existen tipos de fundición que desde el punto de vista resistencia a la tracción, pueden estar considerados como aleaciones metálicas con alta resistencia y que pueden competir ventajosamente con la mayoría de los metales y aleaciones.

2.- La resistencia a la comprensión es particularmente elevada, esto se comprende porque se aproxima a la matriz de un acero duro.

3.- El límite elástico de las fundiciones grises con grafito lamelar es próximo al de la resistencia a la tracción, para las fundiciones nodulares es de más o menos 35 Kg/mm² (fundiciones ferríticas). Se puede llegar a valores muy superiores en el caso de las fundiciones nodulares perlíticas.

4.- El límite de fatiga es favorable cuando se quiere obtener un alto límite elástico. Por otra parte, el límite de fatiga es ligeramente afectado por las abolladuras; por la presencia de grafito, la fundición gris es de por sí abollada.

5.- El módulo elástico es sensiblemente inferior al del acero (8000 a 10000 Kg/mm² contra 21000 Kg/mm²), se compara ventajosamente con el de los metales no-ferrosos.

6.- La capacidad de amortiguamiento de las vibraciones, excepcionalmente grande, es debido al grafito y está en relación con la cantidad y forma del grafito, y crece sensiblemente en razón inversa a la resistencia a la tracción.

En relación al acero, la capacidad de amortiguamiento es doce veces más grande para una fundición con lamelas grandes de grafito, esta relación disminuye a medida que la cantidad de grafito disminuye y cuando las lamelas de grafito se hacen más cortas; para llegar a un valor vecino a 3, para las fundiciones con grafito esferoidal.

7.- Las fundiciones no son dúctiles y su resistencia al choque mecánico es bajo. Mejorando la forma del grafito, se puede aumentar, progresivamente, las propiedades de ductilidad y de resistencia al choque. Si se realiza la forma ideal de grafito esferoidal se obtiene una cierta ductilidad y una cierta resistencia al choque buena.

2.4.0.0 LA INOCULACION Y LAS FERRO-ALEACIONES

2.4.1.0 Generalidades.-

La inoculación es un tratamiento que permite, por adiciones definidas a la fundición líquida, de promover la grafitización. Los agentes de inoculación generalmente empleados contienen silicio. En general, son añadidos en la forma de granos, a la hora de la colada en el horno de arco, horno de inducción ó cubilote.

Las fundiciones que responden mejor a la inoculación son las que tienen un carbón equivalente bajo del orden de 3.7 % más o menos. A menudo las cargas contienen acero, el grafito de estas fundiciones tiende a separarse más tarde en el enfriamiento. Este grafito en lamelas muy finas se llama grafito sobre fusión. Se aumenta bajo la forma de dendritas en los límites del grano. En una fundición normal, las lamelas se distribuyen al azahar. Este grafito de sobre-fusión disminuye las características mecánicas y especialmente la resistencia al choque y vuelve la fundición sensible al temple y hace el maquinado más difícil.

Este grafito de sobre-fusión puede ser suprimido por el empleo de un inoculante en pequeñas cantidades. Las fundiciones inoculadas son menos sensibles a las deformaciones a la hora del maquinado y a las rajaduras. Sus propiedades mecánicas son mejores y sobre todo más regulares.

Voy a citar dos ejemplos:

1.- Análisis: Ct = 2.66 %; Si = 1.86 %; Mn = 0.70 %; S = 0.03 %;
P = 0.14 % antes de la inoculación: Rt = 26.5 Kg/
mm².

después de la inoculación: $R_t = 32.4 \text{ Kg/mm}^2$

2.- Análisis: $C_t = 3.2 \%$; $Si = 1.75 \%$; $Mn = 0.83 \%$; $S = 0.05 \%$;
 $P = 0.16 \%$

antes de la inoculación: $R_t = 26.8 \text{ Kg/mm}^2$; $HB = 255$

después de la inoculación: $R_t = 35.5 \text{ Kg/mm}^2$; $HB = 235$

Con una fundición de buena calidad, la inoculación aumenta en promedio la resistencia a la tracción en 8 Kg/mm^2 y disminuye la dureza Brinell en 20 puntos. La sensibilidad al espesor se reduce a 50 %.

2.4.2.0 Control de la inoculación.-

Después de un cierto tiempo, el efecto de la inoculación disminuye y después tiende a desaparecer. Esta desaparición es más rápida cuando la temperatura es muy alta; y es más lenta si se utilizan inoculantes más complejos que el fierro-silicio.

Cuando los factores que favorecen el grafito de sobre-fusión son importantes, la inoculación es más necesaria. Estos factores son:

- 1.- Un carbono combinado elevado.
- 2.- Un enfriamiento rápido de las secciones delgadas, una temperatura de colada baja.
- 3.- Un carbono total bajo, ó una cantidad de acero elevado.
- 4.- Una elevación de la temperatura de fusión superior a 1565°C (sobrecalentamiento).
- 5.- El grado de oxidación durante la fusión.

2.4.3.0 Cantidad de inoculante.-

Antes de conocer la cantidad necesaria de inoculante a añadir a la fundición líquida, es necesario poseer los siguientes elementos:

- 1.- El tipo y la composición del inoculante.
- 2.- El tipo y la composición de la fundición.
- 3.- La sección de las piezas a colar.

No hay duda que la mayor parte de los tratamientos de inoculación tienen por fin provocar la grafitización. El principio aplicada en este caso es la colada de una fundición con un carbono equivalente tan bajo como sea posible y añadir un inoculante que aumente las características y facilite el maquinado. Un ejemplo extremo es el empleo de un inoculante para transformar una fundición blanca en una fundición gris sin recocido.

Es posible, por consiguiente, trabajar en sentido opuesto y de reforzar un alto carbono por un inoculante estabilizado.

Las fundiciones que aprovechan al máximo de la inoculación son los que tienen un carbono equivalente comprendido entre 3.35 y 3.75 %. Después de la inoculación, no debe pasar de 3.8 %.

2.4.4.0 Teoría de la inoculación.-

Se puede considerar que el éxito de la inoculación reside en el hecho que las fundiciones que son sometidas a este tratamiento presentan menos grafito de sobre-fusión. Un estudio de la influencia de la velocidad de solidificación sobre la disposición del grafito muestra que un enfriamiento rápido conduce a la formación de grafito de sobre-fusión y que el paso del grafito en lamelas normales al grafito en lamelas finas, se hace progresivamente. Cualquiera

de estas conclusiones no puede ser tomada sobre el modo de formación del grafito según uno u otro tipo, se puede decir que el grafito de sobre-fusión se deposita después de la solidificación y el grafito normal en lamelas se separa desde el estado líquido. La inoculación permite a la grafitización producirse en un punto eutéctico y sin ella tendría lugar a una temperatura inferior.

Los inoculantes tienen poca influencia sobre la distribución del grafito, esta influencia está dada principalmente por la temperatura de colado.

La teoría de Piwowarsky, está dirigida a la formación de núcleos en la fundición líquida, formando centros de cristalización y provocando la separación del grafito. Las fundiciones con bajo carbono que convienen mejor para la inoculación son las hipoeutécticas; por la introducción de un inoculante se vuelven hipereutécticas, en las partes donde el inoculante se disuelve y llega a un grado tal que el grafito es inmediatamente expulsado fuera de solución bajo una forma extremadamente fina. Este grafito de un momento a otro se dispersa en la masa líquida y crea una multitud de gérmenes de cristalización. Después de un cierto tiempo el inoculante es enteramente dispersado en la masa líquida y estando en pequeñas cantidades, su acción tiende a desaparecer.

2.4.5.0 Ventajas de la inoculación.-

- 1.- La inoculación retarda la formación dendrítica del grafito de sobrefusión favoreciendo a la formación de lamelas del tipo A.
- 2.- Permite la producción de fundiciones de calidad partiendo de cargas ricas en acero.
- 3.- Permite, partiendo de una fundición base, obtener diversas fundiciones con propiedades variables.

- 4.- Reduce la tendencia a las contracciones debido a las variaciones de estructura.
- 5.- Suprime las tensiones internas y estabiliza las dimensiones en el curso del maquinado.
- 6.- Regula la estructura entre secciones delgadas y gruesas.
- 7.- Permite el empleo de elementos de aleación más baratos.
- 8.- Reduce las profundidades de temple y las regulariza.
- 9.- Le confiere una mejor maquinabilidad.
- 10.- Uniformiza las propiedades mecánicas.
- 11.- Aumenta la resistencia al gasto.
- 12.- Permite la adición de cromo hasta 2 % sin dificultar la maquinabilidad.

2.4.6.0 Como inocular.-

La fundición a inocular debe estar lo más caliente posible, el inoculante debe ser absorbido sin quemarse, si no, su efecto será inoperante.

Para introducir el inoculante en el jet del metal, es preferible utilizar un distribuidor automático.

2.4.7.0 Los inoculantes (TABLA IX).-

TABLA IX						
Inoculantes	Ca	Si	Mn	Ni	Zr	C
Silicio - Calcio	30/35	60/65	---	--	---	-----
Ferro - Silicio 45 %	-----	45/50	---	--	---	-----
Ferro - Silicio 75 %	-----	75/80	---	--	---	-----
Ferro - Silicio 90 %	-----	90/95	---	--	---	-----
Grafito	-----	-----	---	--	---	90/100
Níquel - Silicio (Sisiloy)	-----	30	---	60	---	-----
Si - Mn - Zr	-----	60/65	5/7	--	5/7	-----
Silicio X	-----	50	---	--	---	-----

Las aleaciones inoculadas deben responder a ciertas características de composición y estado físico y poseer otras propiedades importantes: una buena solubilidad, un fuerte coeficiente de eficacia.

La experiencia indica que no es aconsejable añadir al crisol de colada más de 0.5 % de silicio bajo la forma de ferro-silicio, a menos que la temperatura del metal no sea muy elevada, cuando se añaden cantidades superiores se encuentran en general ciertas dificultades que provienen sin duda de una puesta en solución incompleta.

El examen de ciertos defectos atribuidos a adiciones muy grandes al crisol de colada muestra que ellas provienen de una concentración de aleación no disuelta en ciertas partes.

Habiendo sido dados los límites de empleo del ferro-silicio como adición al crisol de colada, una cierta cantidad de aleaciones combinadas han sido puestas a punto. Algunas de ellas tienen un efecto no solo grafitizante, sino una influencia favorable sobre las propiedades mecánicas. El silicio-manganeso-zirconio (S-M-Z), especialmente estudiado para la inoculación, reduce fuertemente el temple y particularmente en el caso de las fundiciones con bajo carbono.

La figura 2-10 muestra la reducción de la profundidad de temple que es posible obtener por adiciones crecientes de S-M-Z. La eficacia de estas adiciones al crisol de colada de S-M-Z, hace objeto la figura 2-11, esta aleación permite reducir la sensibilidad al espesor y obtener una mejor distribución de estructuras con una mejor uniformidad de propiedades.

Partiendo del S-M-Z, otros inoculantes se han preparado. Presentan la ventaja de incorporar un poco de cobre que endurece la matriz y disminuye ó elimina la ferrita.

Composición del S-M-Z:

Si = 64 %; Mn = 6.25 %; Zr = 6.5 %; Fe = 19 %

Otros inoculantes:

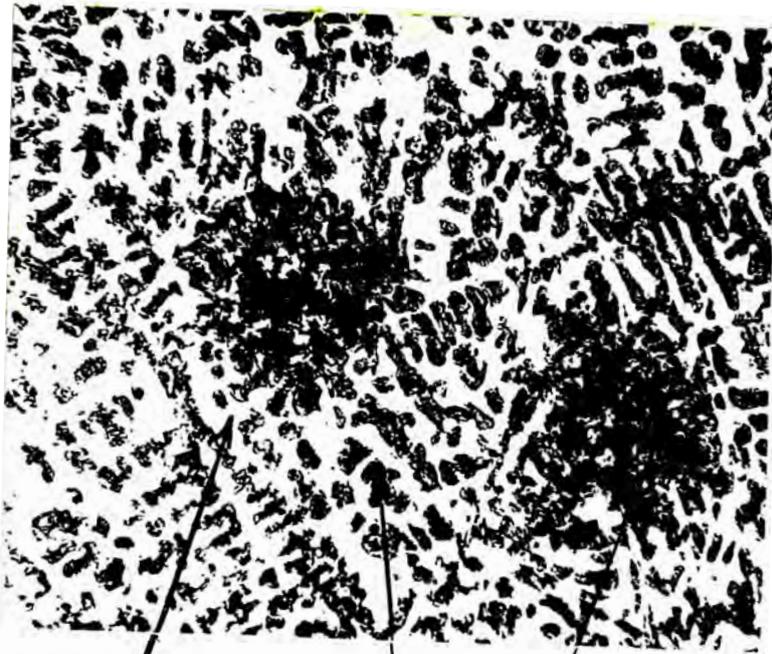
a) Si-Ca = 50 %; S-M-Z = 50 %

b) Cu = 70 %; Si-Ca = 30 %

c) Cu = 65 %; Si-Ca = 30 %; Mg = 5 %

2.4.8.0 Consejos prácticos para la adición de ferro-aleaciones.-

Es recomendable trabajar con cantidades de fundiciones importantes, si es posible jamás inferiores a 100 kilos; también es necesario



CEMENTITA

PERLITA

GRAFITO

FIG. 2-8.

FUNDICION MEZCLADA

FIG. 2-10.

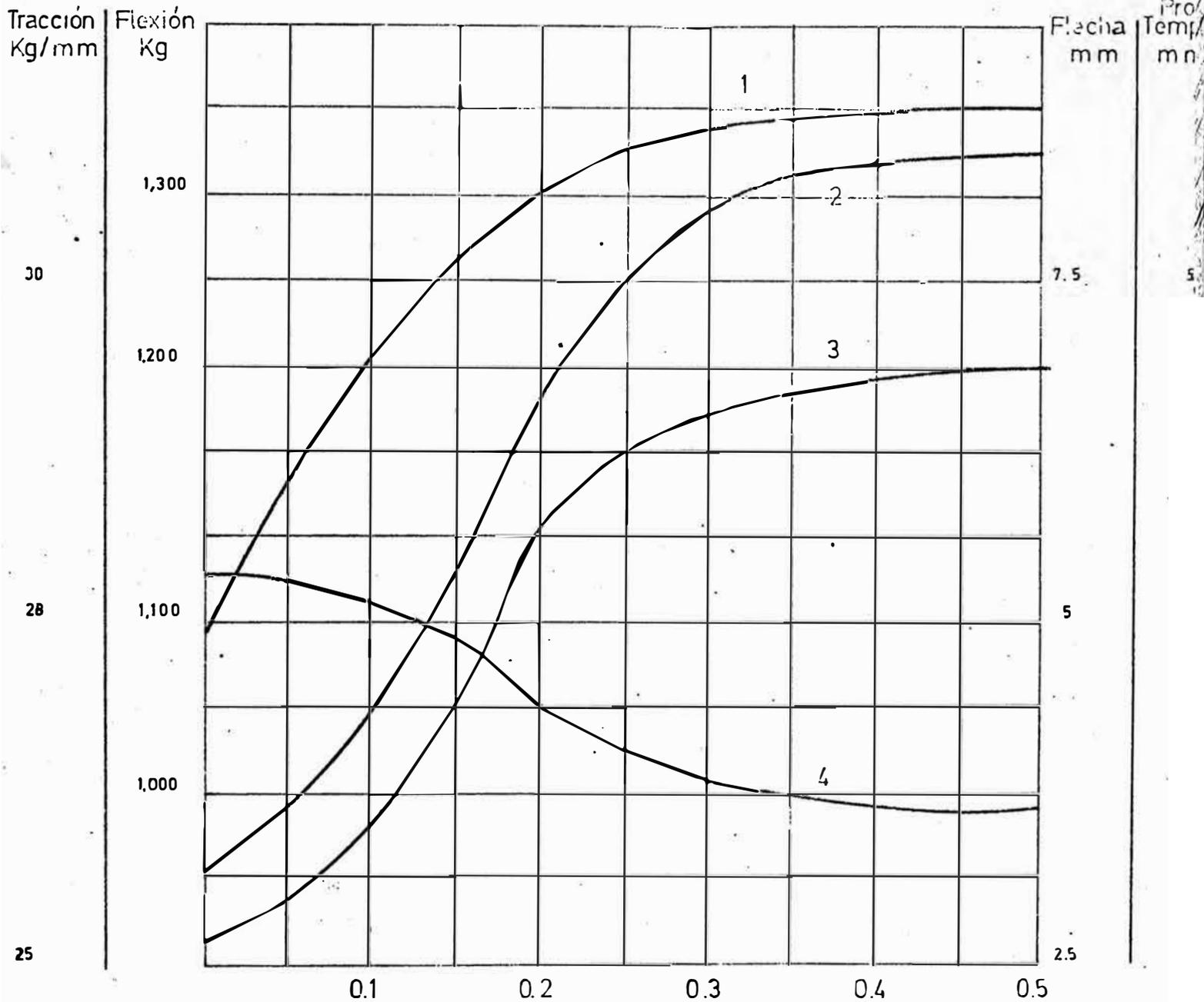


0

0.15

0.25

0.50



% de S. M. Z
 DIAGRAMA 2-11

MEJORAMIENTO DE LAS PROPIEDADES MECANICAS POR ADICIONES DE SILICIO.

MANGANESO-ZIRCONIO EN UNA SERIE DE FUNDICIONES QUE TIENE EL SIGUIENTE

ANALISIS FINAL: C_{TOTAL}: 3,10% ; C_{COMBINACION}: 0,6% ; Si = 18% . Mn; 0,50%

1: FLECHA; 2 FLEXION; 3 TRACCION; 4: TEMPLE.

trabajar con fundiciones calientes (1500 a 1530°C), pues es necesario 2 minutos para que el inoculante actúe en la fundición líquida.

El producto a añadir en el crisol de colada debe ser lo más concentrado posible; si la temperatura es baja, será en polvo, si no, son preferibles granos de 1 a 4 mm.

La adición se hará de preferencia en el canal de colada y será repartido en 60 a 80 % del tiempo requerido para llenar el crisol. Si se hace en el recipiente de colada, el producto no se ubicará en el fondo, se añade cuando se ha llenado 1/4 de la capacidad del recipiente de colada y la adición terminará antes de llenar el recipiente de colada.

El tiempo de espera es un factor primordial. Según el tiempo que fluye entre el momento que se introduce la aleación y el tiempo que se cuela, se produce ó no la inoculación.

En el caso que se quiera un efecto inoculante se debe colar después de un tiempo de espera bien determinado y que la experiencia permite fijar con precisión. Este tiempo es frecuentemente de 2 a 5 minutos (Ver Fig.2-12).

2.4.9.0 El silicio como recubrimiento para los moldes.-

En las zonas donde no es deseable tener una zona de temple, el silicio puede ser aplicado sobre la superficie de los moldes y de los noyos.

Según los mecánicos, el desgaste más importante de las herramientas de corte se produce cuando se limpia la parte superficial de las piezas. En arena verde, la parte superficial puede estar ex-

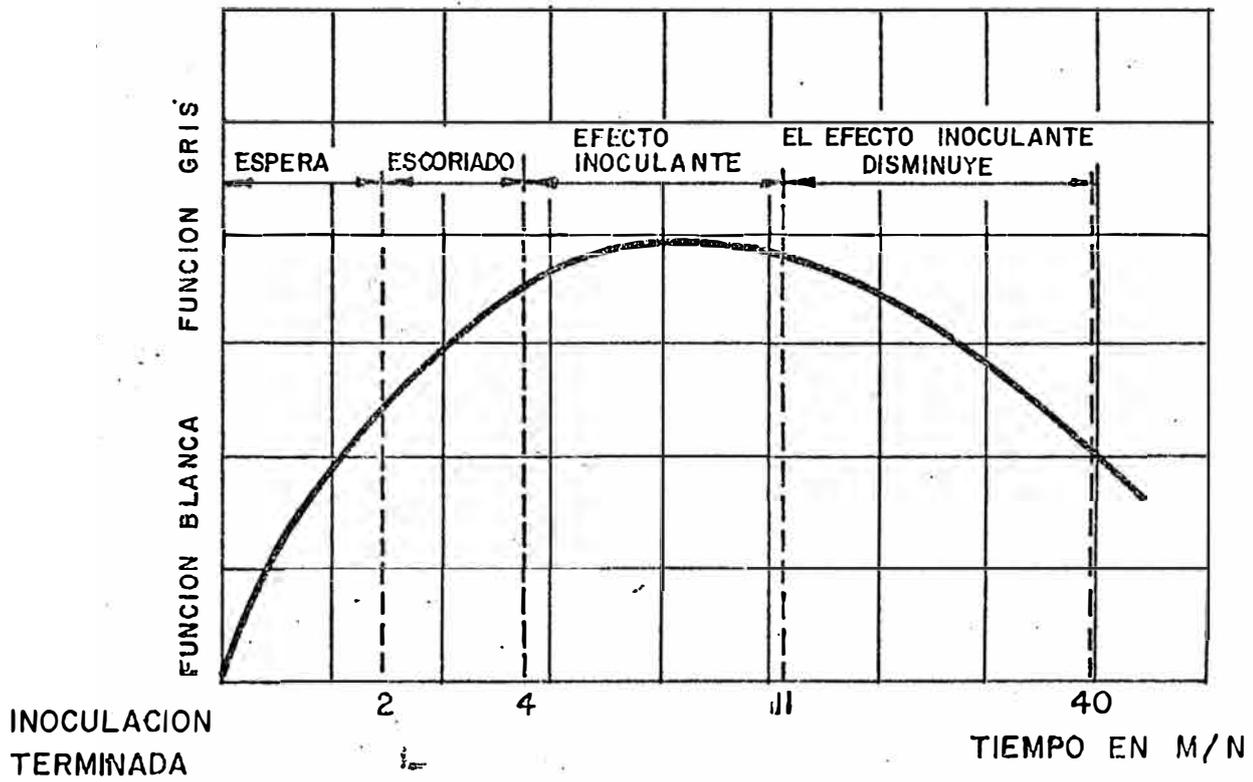


DIAGRAMA 2-12

EFECTO DEL TIEMPO EN LA OBTENCION DE BUENA INOCULACION.

cepcionalmente dura y lo mismo en las secciones grandes; de todas maneras es en el caso de las secciones delgadas que se encuentran la mayoría de los problemas. La aplicación de polvo de fierro-silicio en estos casos disminuye el temple, inclusive en secciones de 3 mm.

Para obtener los mejores resultados con los recubrimientos de Fe-Si, es necesario que la aleación tenga una granulometría muy fina. En esta forma se puede espolvorear sobre el modelo ó sobre el molde, en las partes donde el temple local tiene oportunidad de producirse, en el caso de moldes estufados, se puede poner en suspensión el silicio en una solución que contenga otros ingredientes.

C A P I T U L O I I I

3.0.0.0

LAS FUNDICIONES MALEABLES

La cementita de las fundiciones blancas y el grafito lamelar de las fundiciones grises le quitan toda la maleabilidad al metal, de esto resulta una mala elasticidad y una baja resistencia a la tracción. Por el contrario, el grafito nodular no se opone a las deformaciones plásticas del metal. Para obtener una fundición dúctil y maleable, es suficiente descomponer la cementita de las fundiciones blancas por un tratamiento térmico apropiado ó tratarla al estado líquido para tener el grafito en forma de nódulos.

En la práctica, todos los tipos de maleable conocidos tienen en común la misma estructura antes del recocido, es decir que debe ser blanca desprovista de grafito libre.

3.0.1.0 Los tipos de maleable.-

Existen esencialmente dos tipos de maleable:

Europea con núcleo blanco

Americana con núcleo negro

La fundición maleable europea con núcleo blanco fué desarrollada por Reaumur en el año 1722; con un recocido que quitaba el carbón por oxidación. La maleable americana fué desarrollada por Boyden en 1862 y la obtenía por un recocido grafitizante de la fundición blanca. La estructura buscada estaba constituida de nódulos de grafito en una matriz enteramente ferrítica.

Partiendo de estos dos tipos base, otras fundiciones maleables han sido puestas en obra. Las más conocidas son las maleables perlíticas. La fundición base es blanca, pero la grafitización se detiene cuando queda aún suficiente carbono combinado en la forma

de perlita, pudiendo coexistir igualmente sorbita, martensita u otras combinaciones de transición de la austenita. Se puede eventualmente obtener la maleable perlítica por recocido de la maleable con nucleo negro: el carbono ya precipitado en el recocido precedente se recombina.

3.0.2.0 ANALISIS DE LA MALEABLE

3.0.2.1 Maleable con núcleo blanco.-

Esta fundición es generalmente elaborada en el cubilote y su análisis normalmente varía en los límites siguientes:

Elementos	Antes del recocido	Después del recocido
C.	3.0 - 3.7 %	0.5 - 2.0 %
Si	0.4 - 0.8 %	0.4 - 0.7 %
Mn	0.1 - 0.4 %	0.1 - 0.4 %
S	0.1 - 0.3 %	0.1 - 0.3 %
P	0.1 % máx.	0.1 % máx.

3.0.2.2 Maleable con núcleo negro.-

Puede ser fundida en horno rotativo, horno eléctrico ó en cubilote, se utiliza un proceso duplex: cubilote, reverbero. Los análisis varían en los límites siguientes:

Elementos	Antes del recocido		Después del recocido	
	Rotativo	Cubilote	Rotativo	Cubilote
Carbono	2 - 2.8	3 - 3.3	2.1 - 2.6	2.9 - 3.2
Silicio	1.9 - 0.7	0.9 - 0.6	0.8 - 0.95	0.7 - 0.8
Manganeso	0.2 - 0.5	2 x S	0.2 - 0.5	2 x S
Azufre	0.2 Máx.	0.2 Máx.	0.2 Máx.	0.2 Máx.
Fósforo	0.2 Máx.	0.2 Máx.	0.2 Máx.	0.2 Máx.

La industria automovilística francesa utiliza la misma composición. La fábrica Renault utiliza por ejemplo:

C = 2.6 %; Si = 1.3 %; Mn = 0.4 %; S = 0.30 %; P = 0.05 %

3.0.2.3 Maleable perlítica.-

Para la maleable perlítica, el análisis es el siguiente:

C = 2.1 % - 2.4 %; Si = 1.5 - 2.0 %; Mn = 1.0 - 1.5 %

El análisis empleado por la industria automotriz americana es el siguiente:

C = 2.6 %; Si = 1.2 %; Mn = 0.9 %; S = 0.10 %; P = 0.15 %

3.0.3.0 ROL DE LOS ELEMENTOS PRINCIPALES

3.0.3.1 Carbono y Silicio.-

Cualquiera que sea el espesor de la pieza, no se puede tener grafito. Es necesario dosificar el carbono y el silicio en función del espesor. Para asegurar la ausencia del grafito se puede uti-

lizar probetas para colarlas regularmente.

En el caso de la maleable con núcleo negro, las características mecánicas después del recocido serán mejores cuando el tenor en carbono sea lo más bajo posible. El tenor en silicio lo más grande posible compatible con esta condición, tiene el efecto de reducir la duración del recocido; mejora la precipitación del grafito proveniente de la descomposición de la cementita.

Un aumento de 0.05 % de carbono ó 0.2 % de silicio ó 0.1 % de fósforo aumenta la colabilidad; un carbono total bajo ocasiona rajaduras ó rechupes.

3.0.3.2 Azufre y Manganeso.-

La relación azufre-manganeso tiene una gran insuficiencia sobre la estructura y sobre las características mecánicas.

Cuando el efecto del azufre es anulado sobre el manganeso se produce una grafitización secundaria que da lugar a la formación de agregados de nodulos de grafito parecidos a los que se encuentran en los maleables con núcleo negro, envueltos en una matriz ferrítica.

Si el tenor en azufre es superior al límite de combinación con el manganeso, toda grafitización secundaria cesa en el enfriamiento.

Los nódulos de grafito de recocido se transforman en esferoides como los que se encuentran en la maleable con núcleo negro. Todo aumento del tenor en azufre encima del punto de combinación en sulfuro de manganeso ocasiona una disminución de la resistencia a la tracción y del alargamiento.

Los mejores resultados se obtienen ajustando el manganeso como sigue:

$$\text{Mn \%} = 1.72 \times \text{S \% o.}$$

Cualquier cambio de uno u otro tenor con relación a este balance, trae como consecuencia un alargamiento del tiempo de recocido; la presencia de manganeso en exceso detiene la formación de grafito secundario y provoca la formación de perlita en la matriz. Si se quiere una estructura totalmente ferrítica, es necesario no sobrepasarse del balance anterior.

3.0.3.3 Fósforo.-

Hasta 0.25 % el fósforo aumenta la resistencia a la tracción en 1.5 Kg/mm^2 por 0.1 %.

Un tenor en fósforo muy elevado, ocasiona fragilidad. Esta fragilidad se remarca principalmente en el momento del galvanizado en caliente (450°C).

W. P. Bean ha establecido un diagrama (Fig.3-1).

3.0.4.0 EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION

3.0.4.1 Cromo.-

Su presencia en pequeños tenores provoca rajaduras en caliente. Retarda el recocido, el límite admisible es de 0.03 %. En porcentaje pequeños aumenta la dureza de las piezas. Asociado al cobre y al níquel se le emplea ventajosamente si se buscan cualidades de resistencia a la tracción y al desgaste.

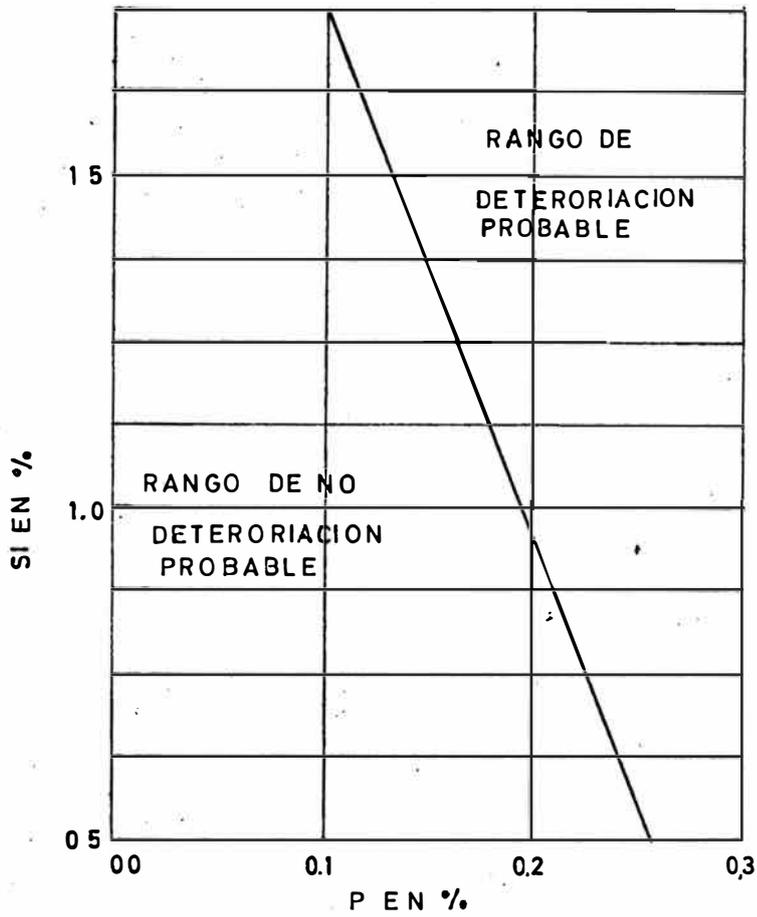


DIAGRAMA 3-1

GRAFICO DE W.P.BEAN SOBRE LA FRAGILIDAD DE LAS FUNDICIONES MALEABLES CON RELACION AL TENOR DE FOSFORO EN LA FUNDICION.

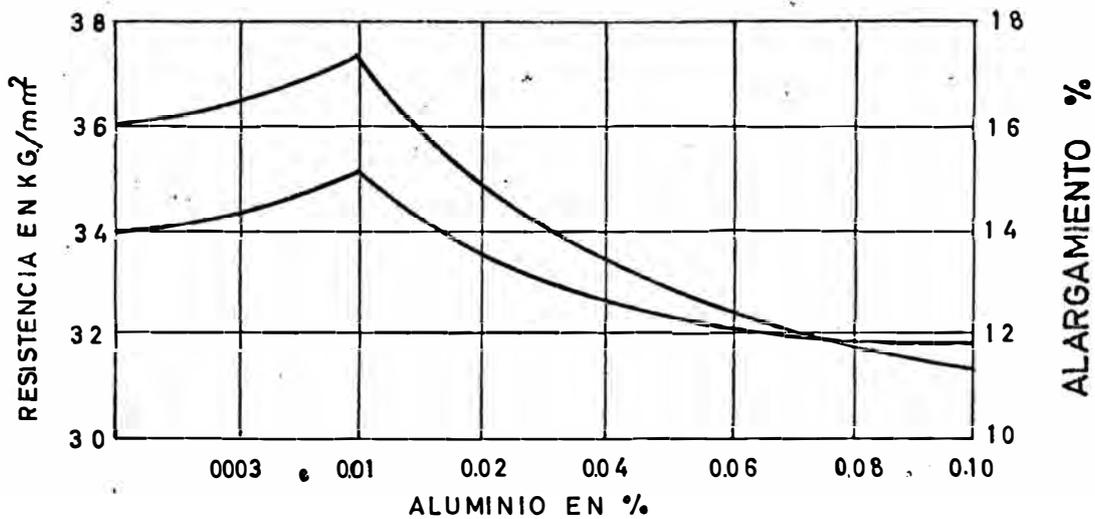


DIAGRAMA 3-2

EFFECTO DEL ALUMINIO SOBRE LA RESISTENCIA Y EL ALARGAMIENTO.

3.0.4.2 Cobre.-

El cobre, siendo un elemento grafitizante, cuando se le adiciona a la fundición blanca destinada a la maleabilización evita la formación de grafito primario disminuyendo el tenor en silicio: 1 % de cobre equivale a 0.1 - 0.15 % de silicio.

Con adiciones de 0.5 a 1.8 % de cobre aumenta la tenacidad y el límite elástico de las fundiciones maleables, especialmente en el caso de las fundiciones con carbono elevado, fundidas en cubilote. Las mejoras se producen pero disminuye el alargamiento, y si no se quiere afectar demasiado la ductilidad, se añadirá un porcentaje de cobre que bordea el 1 %.

El cobre produce cierta debilidad intergranular debido a la creación de cuplas galvánicas destruyendo así el efecto del silicio y del fósforo.

3.0.4.3 Níquel.-

El níquel interviene como grafitizante. Reduce la duración del recocido y permite disminuir la temperatura. 1 % de níquel equivale a 0.3 % de silicio y da buenos resultados en el afinado del grano y en la estabilidad de la perlita.

3.0.4.4 Molibdeno.-

Las adiciones de molibdeno hasta 0.75 % mejoran las características mecánicas, la resistencia a la tracción, el límite elástico, el alargamiento y la resistencia a la flexión.

Si se hacen adiciones simultáneas de 1 % de molibdeno y 0.5 % de cobre, se pueden obtener maleables que resisten bien a los ácidos,

gases y al agua.

3.0.4.5 Aluminio.-

En las fundiciones elaboradas en cubilote, es conveniente añadir 0.01 % de aluminio, interviene como desoxidante.

La presencia del aluminio purifica el baño, mejora la fluidez, afina igualmente el grano y aumenta la ductilidad.

Con adiciones del orden del 0.01 % la resistencia a la tracción no se modifica; para obtener un efecto sensible es necesario aumentar el porcentaje pero la fluidez aumenta y se pueden tener defectos tales como sopladuras e inclusiones. El gráfico de la Fig. 3-2 da el efecto del aluminio sobre la resistencia a la tracción y el alargamiento.

3.0.4.6 Titanio.-

El titanio es un agente grafitizante más enérgico que el silicio. Se le puede utilizar en la elaboración de la maleable, pero evitando la grafitización primaria de la fundición blanca que provocaría el afinado de la ferrita y del grafito, el titanio mejora sensiblemente la resistencia a la tracción y el alargamiento.

3.0.4.7 Zirconio.-

El zirconio es un desoxidante ligeramente grafitizante. Puede mejorar las condiciones de recocido. Si el tenor en silicio es correcto, el zirconio presente hasta 0.5 %, no da riesgos de grafitización primaria. En el caso de piezas gruesas, es preferible añadir zirconio que silicio.

El zirconio reduce el ciclo de recocido, disminuye el tiempo du-

rante el cual la fundición está en contacto con el cemento ó con el aire; la cama de ferrita se reduce. Esto da como resultado una mejora de la maquinabilidad. En cierta medida el zirconio compensa la acción de elementos tales como el cromo.

3.0.4.8 Bismuto.-

El efecto blanqueante del bismuto añadido a las fundiciones destinadas a la maleabilización es cierta, la presencia de este elemento no disminuye las propiedades mecánicas ni alarga la grafitización en el recocido.

La evaporación del baño es bastante rápida para permitir su eliminación total por refusión, se puede por lo tanto añadir retornos con bismuto sin peligro de enriquecer progresivamente el baño líquido.

El tenor en carbono es bastante difícil de controlar, se puede remediar esto por la adición de bismuto. Hay que tener mucho cuidado con el tenor en carbono, pues si el bismuto impide la grafitización primaria, éste solo actúa después del recocido, los tenores elevados en carbono darán gran cantidad de nódulos voluminosos y rotos, contribuyendo a la disminución de las características mecánicas. El bismuto solo debe ser utilizado cuando se quiere evitar malograr piezas a causa del grafito primario, sin permitir garantizar las mejores características mecánica.

3.0.4.9 Boro.-

El boro afina el grafito y lo distribuye de una forma más uniforme pudiéndose acortar el tiempo de recocido. La adición se hace en la forma de hierro-boro, a razón de 0.002 a 0.005 % de boro. En el cubilote, la adición se puede hacer a la carga, pero la adición

en el chorro de metal en gala es más precisa. En el horno eléctrico, la adición se puede hacer en el horno ó en la cayana cuando está parcialmente llena.

El boro contrarresta la acción del cromo, acción nefasta que se produce en el recocido cuando la carga está contaminada por chatarra que contiene cromo. La adición de 0.0015 % de boro contrarresta el efecto de 0.12 % de cromo.

3.0.5.0 TEORIA DE LA GRAFITIZACION

La cementita es un compuesto metaestable y elevando la temperatura de la aleación hay formación de carbono libre ó grafito a partir de la cementita. La aptitud a la grafitización por calentamiento aumenta con la temperatura y con los tenores en carbono y en silicio.

3.0.5.1 Grafítización primaria.-

Si se considera la aleación fierro-carbono, puro y que contenga 2.50 % de carbono, se dice que constituye prácticamente una fundición blanca pura y su estructura después del enfriamiento presenta un rosario eutéctico de cementita en una matriz perlítica. Si se eleva esta aleación a una temperatura inferior a la eutéctica (1050°C por ejemplo), se transforma primero la perlita en austenita, a 1050°C la austenita llega a una concentración en carbono de 1.55 %, en presencia de cementita en exceso. El equilibrio así obtenido es inestable en condición isotérmica; se observa una desaparición lenta y progresiva de la cementita eutéctica de tal forma que el equilibrio metaestable sea llenado por una estructura de equilibrio estable: solución sólida y grafito.

Las modificaciones estructurales son las resultantes de los procesos siguientes:

- 1.- Nacimiento de núcleos; aparecerán en el recalentamiento por abajo del punto de transformación.
- 2.- Crecimiento de estos gérmenes por un proceso complejo que comprende:
 - a) Disociación de la cementita en átomos de fierro y carbono.
 - b) Disolución de los átomos de carbono en el fierro.
 - c) Migración de estos átomos.
 - d) Cristalización en grafito sobre los gérmenes lo que forma nódulos de grafito.

Portevin y Chevenard han mostrado que la velocidad de grafitización aumenta con la temperatura y que la cantidad de nódulos aumenta con la temperatura de grafitización.

En particular, el sobrecalentamiento líquido es un factor esencial la cantidad de núcleos y la velocidad de grafitización aumentarán con la temperatura de sobrecalentamiento. El silicio acelera todo el proceso, y prácticamente con un tenor de 1 % de silicio asociado a 2.5 % de carbono, la velocidad de grafitización se vuelve bastante grande para poder ser utilizada industrialmente aunque sea a la temperatura de 900-950°C.

Los nódulos de grafito son de esta forma esponjosos y su contorno nítido y estrellado. Esta forma puede ser determinada por las velocidades relativas de migración y de cristalización del carbono. La naturaleza de los gérmenes (sulfuro de manganeso ó de fierro), puede también intervenir sobre la forma exterior de los nódulos. Se dice que el azufre en exceso, en relación al manganeso se acom-

paña siempre de nódulos con bordes muy nítidos.

3.0.5.2 Grafitización secundaria.-

En el momento que ya no existen las dos fases: grafito y solución sólida que enfrían la aleación, la solución sólida se vuelve sobresaturada y expulsa progresivamente su carbón. Si el enfriamiento es muy lento, el carbono continúa migrando hacia los nódulos existentes; para una velocidad de enfriamiento de 10 a 15 grados por hora hasta los 800°C, después de 3 a 4 grados por hora hasta los 650°C, se mantiene el equilibrio estable, es la grafitización secundaria que da por resultado una estructura constituida por nódulos de grafito diseminados en una matriz de ferrita (maleable con núcleo negro).

3.0.5.3 Efecto de los diversos elementos químicos sobre la grafitización.-

Se puede clasificar los elementos químicos ajenos al fierro y al carbono por su relación a su influencia sobre la grafitización, cuando intervienen como elementos de aleación de las aleaciones binarias fierro-carbono (ver tabla X).

TABLA X		H ₂	N ₂	O ₂
I	Elementos gaseosos solubles en el fierro	H ₂	N ₂	O ₂
II	Elementos que no se alían al fierro	Na, K, Br, Cd, Tl.	Id, I, Mg, Hg, Pb, Bi, Th.	F, Cl, Ca, Zn, Th.
III	Elementos que no se alían al fierro, pero que no pueden ser estudiados desde ese punto de vista.	Sr, Ar.	Ba, Kr.	Ra, He, Ne, Xe.
IV	Elementos que se alían al fierro.	Ga, Pt.	As, Cd, Pd, Ta.	V, Mo, S, Cr, Se, Te, Sb, Tu, Nb.
	e intervienen sobre la grafitización.	Si, P.	Al, Ti, Ni, Zr, U, Cu, Co, Be.	
	y retardan la grafitización.			
	y aceleran la grafitización.			
	y por consiguiente la acción depende de la presencia eventual de elementos ajenos al fierro y al carbono ó a los dos.			Mn, Sn, Ce y las tierras raras.

3.0.6.0 RECOCIDO DE LAS FUNDICIONES MALEABLES

La diferencia de las condiciones existentes entre el proceso de recocido de la fundición con núcleo blanco y la de la fundición con núcleo negro, reside en la naturaleza de la atmósfera que rodea a los moldes llevados a altas temperaturas.

En el proceso de grafitización, dado la maleable con núcleo negro,

hay descomposición de carburo de hierro por migración atómica del hierro y del carbono, sobre la influencia de la temperatura y en una atmósfera neutra de CO y CO₂, la alta temperatura y la atmósfera oxidante provocarán la eliminación más ó menos completa del carbono de la fundición.

En la industria es difícil de realizar y de mantener las exigencias de atmósfera y de temperatura en todas las zonas del horno de recocido. Los tratamientos térmicos se hacen generalmente en condiciones no muy precisas y se obtienen piezas con núcleo superficialmente descarburado y piezas con núcleo blanco, se tiene grafito de recocido en las zonas de fuerte espesores.

3.0.6.1 Maleable con núcleo blanco.-

Las piezas a tratar se embalan en un cemento constituido de óxido de hierro y la cantidad se dosifica en función del espesor. Los espesores fuertes exigen un cemento fuerte, es decir, con una gran cantidad de producto nuevo. Para espesores del orden de 5 a 6 mm, la mezcla tendrá siete partes de cemento viejo por una parte de cemento nuevo. Para espesores del orden de 20 a 25 mm. la mezcla será de 4 a 1. El principio de recocido de la fundición maleable con núcleo blanco es más compleja que el de la fundición maleable con núcleo negro, por esto la descarburación se ajusta a la precipitación del grafito.

Después del embalaje de las cajas y la introducción de estas al horno, la temperatura llega a 950-1050°C. La duración de la subida de la temperatura varía de 20 a 48 horas, según la masa de las piezas, el cemento, las cajas, etc.

El carbono de la fundición, se combina con el oxígeno del cemento a la temperatura de recocido, a fin de formar el óxido de carbono.

Este óxido de carbono se combina en su momento con el oxígeno y forma el ácido carbónico. El ácido carbónico interviene con carbón de la fundición para formar CO y así sucesivamente.

El carbono se difunde hacia la superficie hasta que desaparece. El espesor de la cama descarburada esta en función del tiempo; en la práctica el tiempo en horas es igual a 4 veces el espesor descarburado. Si la sección es demasiado grande, se constata la precipitación del grafito al centro de la pieza.

La duración a la temperatura de recocido depende de muchos factores tales como el tenor en silicio, la dimensión de las piezas, la fuerza del cemento y la temperatura. En la práctica este período varía de 24 horas para las piezas delgadas a 100 horas para las piezas grandes. Las piezas en maleable con núcleo blanco puestas en cajas, se enfrían en el horno hasta los 500°C, después son desembaladas.

3.0.6.2 Maleable con núcleo negro.-

Las piezas en fundición blanca se embalan en cajas rodeandolas de una mezcla neutra tal como escoria, arena u otro producto que puede ser un óxido usado. Después de la carga, el horno se lleva a la temperatura de 850-930°C en 20 a 48 horas. Las fundiciones elaboradas en el cubilote necesitarán una temperatura elevada, del orden de 950-970°C. Ciertos fundidores no emplea mezclas de llenado, pero deben proteger sus cajas para evitar toda oxidación.

El recocido comprende dos etapas: la primera consiste en mantener la temperatura de recocido, la cementita se disolverá en la austenita en forma abundante y esta disolución será mas rápida cuanto más alta sea la temperatura. A cualquier temperatura la austenita se satura en cementita dejando en solución el carbono en exceso

en la forma de grafito libre ó grafito de recocido.

La precipitación del carbono permite a la austenita disolver más cementita, esta es más soluble que el carbono libre, lo que ocasiona la formación de carbono de recocido. Este ciclo continúa hasta que la cementita desaparezca completamente. El carbono combinado es el que entra en la composición de la austenita a la temperatura reinante, si en ese momento se enfría bruscamente, el tenor en carbono combinado es el del eutéctode correspondiente. En la práctica, esta duración varía entre 20 y 60 horas.

La grafitización de la segunda etapa consiste en transformación de la austenita y el carbono combinado en ferrita y grafito. La temperatura disminuirá llegando a un valor crítico. En ese momento, la velocidad de enfriamiento llega a 7° por hora. Esta velocidad de 7° por hora de 950 a 860°C y de 3 a 4° por hora entre 860 y 680°C . Si la fundición se enfría lentamente a partir de la temperatura crítica, la austenita se transforma directamente en ferrita y grafito. Esto no es posible siempre por razones prácticas y no se podrá evitar la formación de perlita en el punto de transformación de hierro gama en hierro alfa.

El enfriamiento lento a partir de 760°C hace esferizar a la cementita en la perlita; y si lo deja un tiempo se descompondrá en ferrita y grafito. Cuando el carbono está totalmente precipitado en una matriz de ferrita, cuando la segunda etapa llega al enfriamiento podrá hacerse a una velocidad cualquiera.

Ségún Sauveur, un ciclo de maleabilización completo puede hacerse en la siguiente forma:

Calentamiento a 870°C : 30 horas

Mantenimiento a 870°C : 45 horas
Enfriamiento hasta 720°C : 35 horas
Enfriamiento final : 5 horas

El ciclo de maleabilización de la fundición ferrítica de la Fábrica Nacional de Armas de Guerra de Herstal (Bélgica) es como sigue:

Primera etapa: 920 - 930 y mantener 30 horas.

Segunda etapa: 700°C y mantener 24 horas.

Entre 700 y 600°C descenderá a razón de 3° por hora.

3.0.6.3 Maleable perlítica.-

Si en el tratamiento de maleabilización de la fundición blanca, según el proceso americano, se elimina la segunda etapa, se obtiene una fundición con matriz perlítica en la cual el grafito libre la rodea en la forma de nódulos más ó menos regulares: esta fundición se llama maleable perlítica.

Se puede igualmente obtener una fundición maleable perlítica partiendo de una fundición que ha sido sometida a un tratamiento completo de grafitización, es decir una maleable ferrítica a la que se someterá a un tratamiento térmico consistente en elevar la temperatura por encima del punto de transformación seguido de un enfriamiento relativamente rápido. En ciertos casos se puede obtener una matriz perlítica sin insistir considerablemente en la segunda etapa del recocido, pero elaborando una fundición que contenga una proporción conveniente de elementos que favorezcan la formación de perlita y disminuyendo la ferrita, el manganeso es a veces utilizado por este efecto. El manganeso juega un rol importante porque favorece la formación, la estabilidad y el afinado de la perlita durante el enfriamiento del intervalo de temperatura

crítica (segunda etapa). En un porcentaje superior a 1 % el manganeso genera la descomposición de la cementita eutéctica (es necesario alargar el recocido a alta temperatura en la primera etapa). El manganeso debe ser añadido en forma precisa en la forma de Hierro-manganeso con 25 % de manganeso. Las maleables perlíticas se caracterizan por una alta resistencia a la tracción (50 a 75 Kg/mm²) asociada a un alargamiento del 5 al 10 %.

Partiendo de la composición C = 2.4 %; Si = 0,6 - 0,7 %; Mn = 0.7 - 0.8 %; y añadiendo 1.5 % de níquel se puede afinar el carbono de recocido y mejorar las características mecánicas obteniéndose una estructura perlítica con nódulos de grafito, sin ferrita, ó cementita libre. El recocido es de corta duración.

La Fábrica Francesa Renault, dedicada a la fabricación de autos, produce dos tipos de maleables perlíticas que son las siguientes:

La primera da una resistencia a la tracción de 55 a 60 Kg/mm²; un límite elástico de 40 Kg/mm²; un alargamiento de 4 % y una dureza Brinell de 40 a 46. Todo esto se obtiene por grafitización a 950°C durante 23 horas, seguido de un enfriamiento rápido al aire ó con un chorro de vapor y luego un revenido de esferoidización a 670°C durante 7 horas.

La segunda clase da una resistencia a la tracción de 60 - 65 Kg/mm²; un alargamiento de 4 % y una dureza Brinell de 40. Estas características se obtienen manteniendo la temperatura a 950°C durante 23 horas y haciendo un enfriamiento lento, deteniendo la temperatura a 850°C durante una hora.

Algunos resultados que he visto en diversas fundiciones Belgas han sido las siguientes:

a) Fusión dúplex: Cubilote-reverbero

Análisis: C = 2.3 - 2.4 %; Si = 1.15 - 1.25 %;
S = 0.11 - 0.14 %; Cr = 0.02 - 0.03 %

Ciclo: Etapa a 925°C: 32 horas
Descenso rápido a 540°C fuera del horno
Etapa a 695°C: 38 horas

Según el tenor en manganeso se obtienen las siguientes características mecánicas:

Mn	Rt	E	A	HB
1.10 - 1.20	53 Kg/mm ²	42 Kg/mm ²	5 %	241 - 187
0.80 - 1.00	45 Kg/mm ²	35 Kg/mm ²	8 %	207 - 163
0.70 - 0.90	42 Kg/mm ²	30 Kg/mm ²	10 %	179 - 140

b) Fusión dúplex: Cubilote reverbero

Análisis: C = 2.5 - 2.6 %; Si = 1 - 1.05; S = 0.15 %;
P = 0.13 %; Mn = 0.9 %

Ciclo: Etapa a 925°C = 40 horas
Descenso rápido fuera del horno a 550°C
Etapa a 705°C = 38 horas

c) Fusión: horno eléctrico ó a inducción

Análisis: C = 2.1 - 2.2 %; Si = 1.10 - 1.15 %; S = 0.08 %;
P = 0.06 %; Cu = 0.25 %; Mn = 0.9 %

Ciclo: Etapa a 955°C: 1 hora
Descenso muy rápido a 550°C fuera del horno
Etapa a 760°C: 1 hora
Descenso de 10°C por hora entre 760 y 650°C

Este tratamiento dá: R = 63 Kg/mm²; E = 52 Kg/mm²; A = 4 %

d) Fusión dúplex = reverbero

Análisis: C = 2.40 - 2.50 %; Si = 1.2 %; S = 0.15 %;

P = 0.08 %; Mn = 0.8 %

Ciclo: Subida a 925°C, etapa de 24 horas

Descenso muy rápido a 550°C (en 1 h.30) fuera del horno

Subida de temperatura y esferoidización de 30 horas a

730°C, 705 ó 650°C según la calidad deseada.

Temperatura	R Kg/mm ²	E Kg/mm ²	A %
730	56	42	7 - 8
705	64	48	6 - 7
650	70	53	4

3.0.7.0

ESTRUCTURA DE LA MALEABLE

3.0.7.1 Fundición maleable con núcleo negro.-

La micrografía de la Fig. 3-3 pone en evidencia una estructura perfecta de recocido: los únicos constituyentes micrográficos son el grafito en la forma de nódulos y la ferrita.

3.0.7.2 Fundición maleable con núcleo blanco.-

Ver la Fig. 3-4. En la parte periférica de la pieza, la estructura es únicamente ferrítica y acercándose a la parte central se encuentra nódulos de grafito en un fondo constituido de ferrita y de perlita residual más ó menos abundante. Solamente en el caso de piezas delgadas se obtiene ferrita; en las piezas gruesas se en-

cuentra siempre en el núcleo una matriz de acero dulce ó acero perlítico con nódulos de grafito.

3.0.7.3 Estructuras perlíticas.-

Fig. 3-5. La estructura está esencialmente formada de nódulos de grafito en un fondo de perlita cerrada. Se obtiene esto en fundiciones maleables con núcleo negro en las cuales, la segunda etapa de recocido ha sido omitida.

3.0.7.4 Estructuras diversas.-

Se verá detalladamente esto, en lo referente a los defectos de la fundición maleable.

a) Descarburación superficial.- (FIG. 3-6)

En las regiones vecinas a la superficie de la pieza, se encuentra solamente ferrita, sin nódulos de grafito; estos últimos han sido oxidados por la atmósfera del horno de recocido. En el núcleo de la pieza, se encuentran nódulos de grafito en un fondo compuesto de perlita con algunas placas de ferrita.

b) Oxidación superficial.- (FIG. 3-7)

En este caso, la oxidación superficial, debida a la atmósfera del horno de recocido, ó a la naturaleza del embalaje, es más fuerte que en los casos anteriores. En la periferia de la pieza, hay una película de óxidos frágiles. Luego la estructura es análoga a la de las micrografías anteriores:

Primero, una zona de ferrita descarburizada.

Enseguida, un núcleo compuesto de nódulos de grafito en un fondo de perlita y ferrita.

c) Cordón perlítico.- (FIG. 3-8)

En la superficie de la pieza se observa la presencia de un cordón de perlita, por consiguiente la estructura queda normal en el núcleo: nódulos de grafito en un fondo de ferrita. No es raro notar la presencia de este cordón perlítico que se traduce en una dificultad de grafitización de la fundición en la superficie.

d) Estructura ojo de toro.- (FIG. 3-9)

La estructura ojo de toro se caracteriza por el hecho de que los nódulos de grafito están rodeados de una aureola de ferrita, el resto de la matriz es perlítica. Esta estructura se observa en las fundiciones maleables con núcleo negro enfriadas rápidamente entre 750 y 680°C.

e) Cementita incompletamente disuelta.- (FIG. 3-10)

Aparte del grafito y de la perlita de la estructura perlítica, se nota la presencia entre los granos de perlita de placas de cementita. En este caso, la descomposición completa de la cementita no se ha producido en la primera etapa del recocido. (Duración demasiado corta de la etapa ó temperatura insuficiente).

3.0.8.0

DEFECTOS DE LA MALEABLE

3.0.8.1 Defectos imputables a la composición química del metal.-

- a) Carbono ó silicio muy elevado ó grafito en lamelas. Resulta una estructura frágil no maleable. No hay remedio.
- b) Tenor en silicio muy bajo para obtener grafito lamelar, pero demasiado fuerte para obtener una estructura normal. Resulta un grafito en forma de rosario con una maleabilidad nula, los

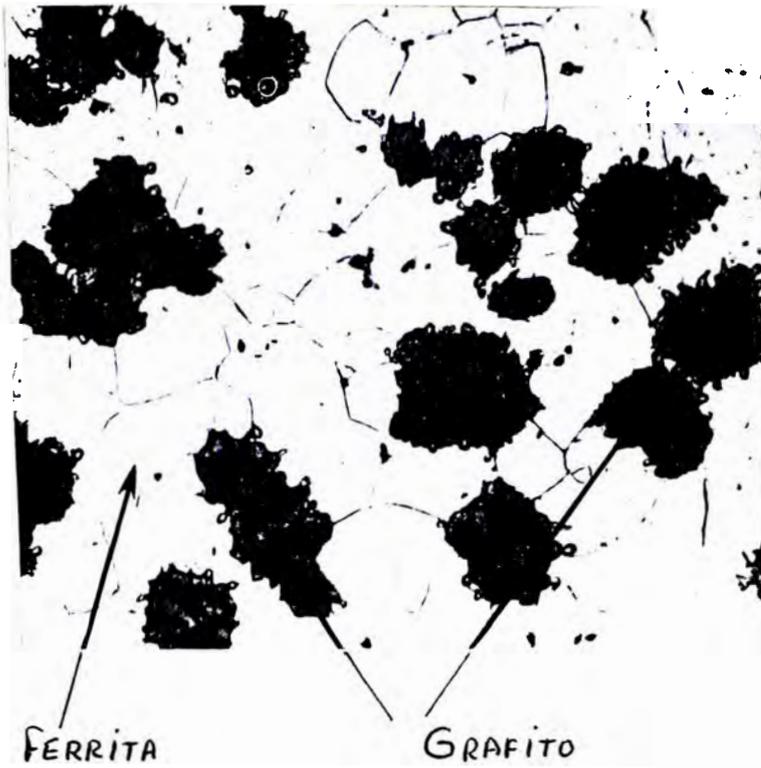
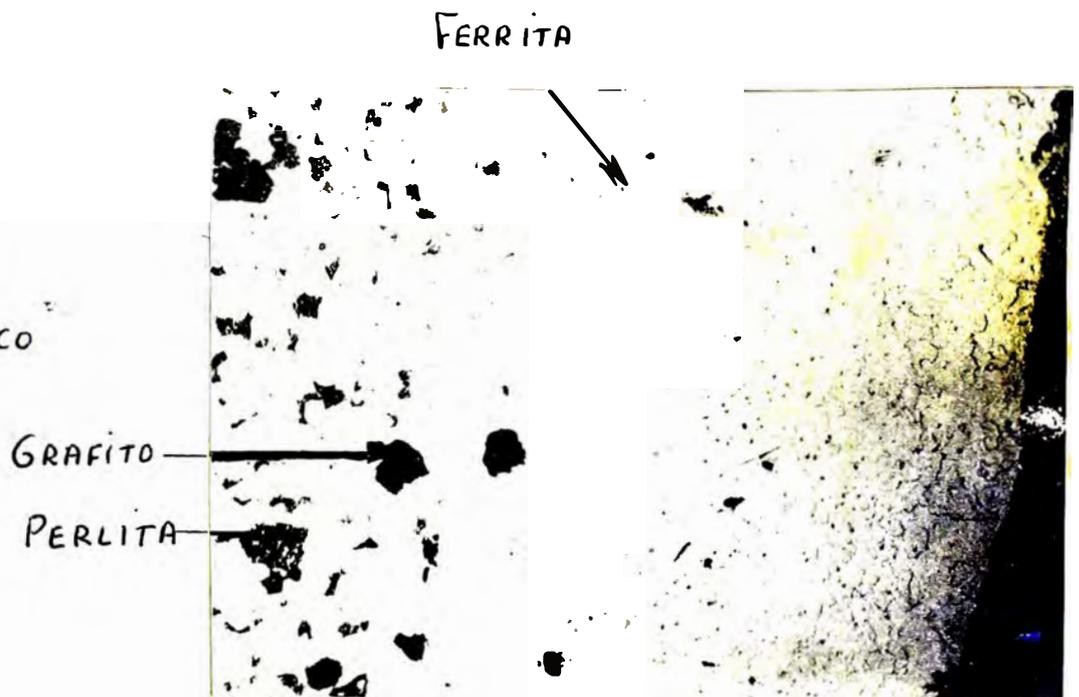
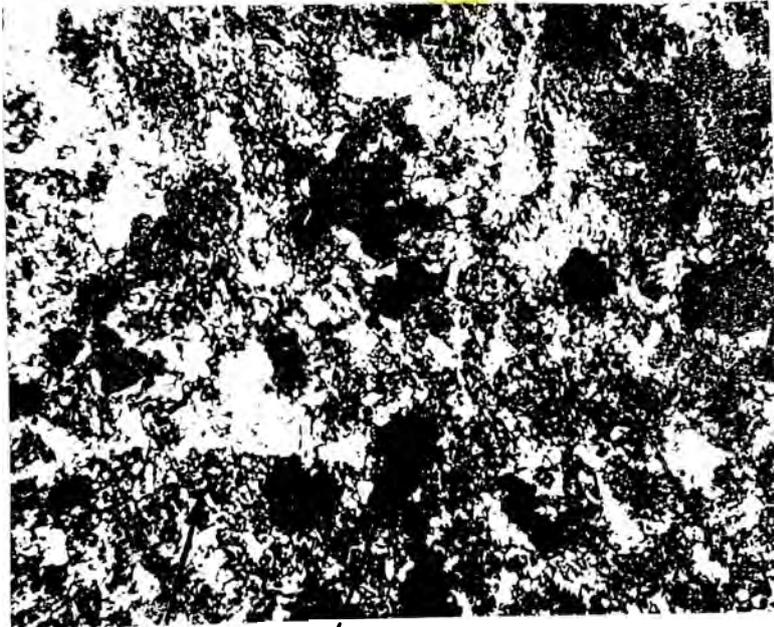


FIG. 3-3
MALEABLE CON
NUCLEO NEGRO

FIG. 3-4.

MALEABLE CON
NUCLEO BLANCO





PERLITA CEMENTITA

FIG. 3-5

ESTRUCTURA PERLITICA

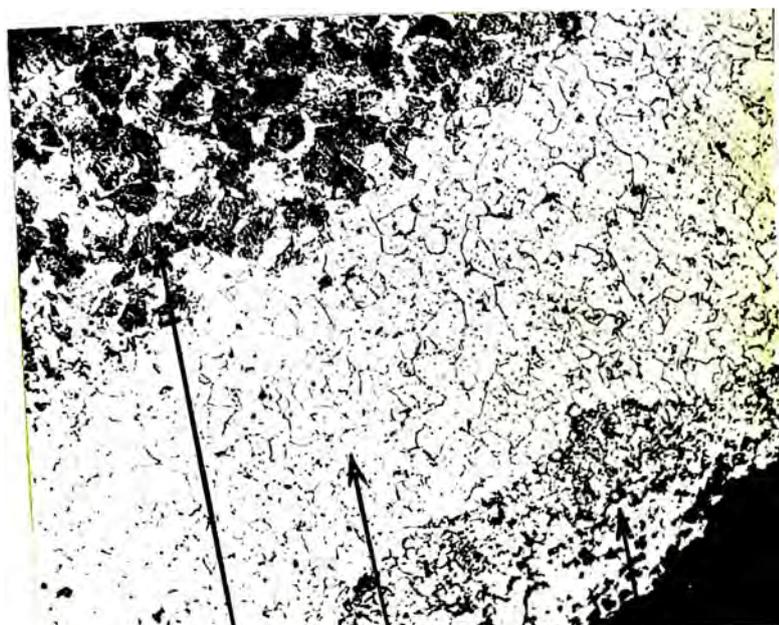
FIG. 3-6.

DESCARBURACION

SUPERFICIAL



FERRITA GRAFITO PERLITA FERRITA



PERLITA

FERRITA

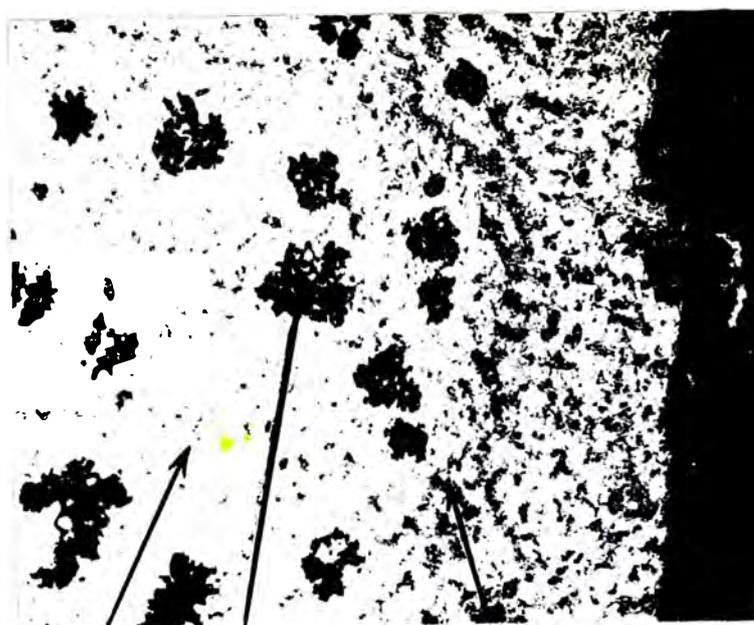
OXIDOS

3-7.

OXIDACION SUPERFICIAL /

FIG. 3-8.

CORDON PERLITICO



FERRITA

GRAFITO

PERLITA

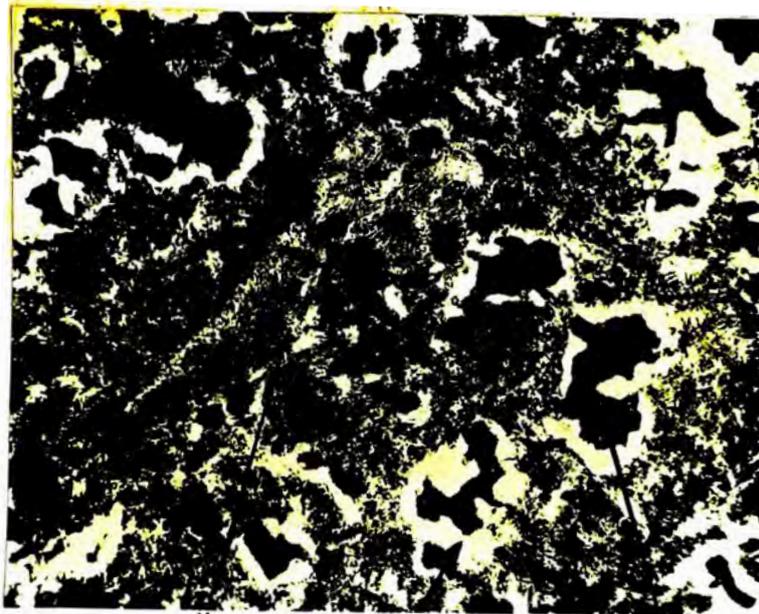


FIG. 3-9.

ESTRUCTURA TIPO

"OJO DE TORO"

PERLITA

FERRITA

GRAFITO

FIG. 3-10

CEMENTITA

INCOMPLETAMENTE

DISUELTA



CEMENTITA

PERLITA

GRAFITO

carburos se grafitizan en el sitio y no hay remedio.

- c) Tenor en silicio muy bajo, recocido insuficiente y una maleabilidad insuficiente.
- d) Tenor en silicio muy elevado en relación al tenor en manganeso. La migración del carbono se detiene y hay formación de perlita.
- e) Tenor en manganeso muy elevado. Durante la primera etapa, hay pocas transformaciones, pero la grafitización secundaria se detiene; con 0.5 de manganeso en exceso, se tiene 50 % de perlita y con 1 % de manganeso en exceso, se tiene 100 % de perlita.
- f) Los tenores en manganeso y en silicio son bajos simultáneamente. Hay formación alrededor de la pieza de una zona periférica de perlita; hay un alargamiento bajo.

3.0.8.2 Defectos imputables al ciclo de recocido.-

- a) La primera etapa de la grafitización está incompleta. Queda cementita eutéctica no descompuesta con fractura blanca. Es necesario rehacer el recocido. La etapa superior ha sido demasiado corta. A 940°C es necesario $5 \times \text{C \%} / \text{Si \%}$ en horas. Con 10°C suplementarios, la velocidad de grafitización se multiplica por 1.23.
- b) La primera etapa es superior a 950°C , los nódulos son poco compactos y estrellados, hay sobrecalentamiento, no hay remedio.
- c) Omisión de la segunda etapa de la grafitización. Los nódulos de grafito están rodeados de una estructura de perlita.
- d) Enfriamiento muy rápido en la zona de transformación; una parte de la solución sólida no está transformada, hay una estruc-

tura en forma de ojo de toro con estructura blanca. Es necesario recomensar el recocido.

- e) La temperatura de la segunda etapa es muy baja. Si la temperatura no es suficiente, se obtiene una matriz perlítica globular.
- f) Si la atmósfera del horno es oxidante, se obtiene sobre las piezas costras oxidadas y películas de óxido que se desprenden.
- g) Un enfriamiento muy lento en las zonas de 600 a 300°C provoca fragilidad. El remedio consiste en recalentar a 650 - 700°C y enfriar al aire. Un tenor en molibdeno del orden de 0.10 a 0.15 % impide este fenómeno. La maleable americana presenta esta particularidad. Su resiliencia se ve disminuída fuertemente por temple en el intervalo de 250-300 a 550-600°C y aumenta, hasta pasar del 50 % de su valor inicial por temple entre 600 y 700°C.

3.0.8.3 Defectos imputables al moldeo y a las materias primas de recocido.-

- a) Rajaduras y porosidades.
- b). Mal estado de la superficie.
- c) En el caso de la maleable con núcleo blanco: adherencia del mineral del embalaje.

Remedio a estos defectos:

1) Porosidades.-

Lo más común son los rechupes internos caracterizados por la presencia de zonas porosas con estructura dendrítica; el remedio consistente en la modificación de los ataques y de las mazarotas, por consiguiente se deberá dirigir la solidificación (ventaja de los

productos exotérmicos).

2) Rajaduras.-

Las tensiones internas que nacen a la hora del enfriamiento pueden ser muy importantes. A fin de eliminar esto es necesario enfriar las piezas lentamente. El carbono total cuanto más bajo sea confiere a las fundiciones maleables con núcleo negro las características más elevadas, pero la fundición se vuelve muy difícil de colar: su colabilidad es mala y su contracción elevada. En consecuencia, un carbono total muy bajo se manifiesta en las piezas por rajaduras. El silicio muy bajo aumenta la contracción. La razón de esto puede estar en una fuerte proporción de retornos de fundiciones blancas en las cargas. Esta proporción no debe pasar nunca del 33 %. La presencia de cromo provoca rajaduras en caliente a la hora del enfriamiento; se puede tolerar un máximo de 0.3 %.

3) Defectos de superficie.-

El recocido de las fundiciones con núcleo negro siempre tiene lugar en atmósfera más o menos oxidante y la difusión de los gases facilitará los defectos superficiales; las piezas presentan al fin del tratamiento térmico una costra oxidada que se desprende en escamas al esfuerzo más leve. Es cierto que el metal no se altera en el núcleo, pero hay una reducción importante de la sección útil de la pieza.

3.0.9.0

COMPOSICION DE LAS CARGAS

3.0.9.1 Fundiciones nuevas.-

Se utilizan generalmente como fundición de partida fundiciones con 0.5 a 0.7 % de silicio y un azufre bajo. Se puede igualmente uti-

lizar fundiciones afinadas que contengan cantidades más bajas de carbono y manganeso.

En ciertos casos estas fundiciones reciben un tratamiento térmico desulfurante. Económicamente hablando, es más interesante cargar arrabio con bajo azufre y bajo silicio y con cargas de acero.

3.0.9.2 Retornos y piezas malogradas.-

Las piezas malogradas después del recocido deben ser utilizadas.

Las piezas malogradas de maleable con núcleo negro no deben figurar en las cargas en un porcentaje superior al 5 %; una proporción mayor reducirá el alargamiento. En el caso de la maleable con núcleo blanco, hay que evitar toda adición de piezas de maleable con núcleo negro. El tenor en carbono total para estas fundiciones puede variar considerablemente y para piezas muy delgadas puede llegar al 1 %. La presencia de estas piezas malogradas en las cargas provoca graves variaciones del carbono final y de la fluidez.

3.0.9.3 Cargas de acero.-

El dosaje depende del producto a obtener y de la fundición de partida. La economía será mayor cuanto más silicio contenga la fundición base.

Las adiciones de acero obligan a un control más severo de la fusión a fin de limitar la oxidación. El límite de utilización es 30 %. La chatarra que contenga manganeso, cromo y níquel serán descartadas, lo mismo que los aceros rápidos que contengan tungsteno, molibdeno y vanadio.

El acero que más se acomoda a estos trabajos es el acero dulce y

el acero al carbono.

3.0.9.4 Algunos ejemplos de cargas.-

a) Fundición Herstal para la maleable ferrítica (Bélgica):

Retorno de fundiciones anteriores:	65.0 %
Arrabio para maleable	: 35.0 %
Fierro-silicio 75/25	: 0.2 %
Fierro-aluminio 75/25	: 0.01 %

b) Fundición Herstal para la maleable perlítica (Bélgica):

Retornos de la fundición (a)	: 35.0 %
Arrabio para maleable	: 30.0 %
Acero dulce	: 35.0 %
Fierro-silicio	: 0.8 %
Fierro-manganeso	: 0.3 %

c) Fundición de la fábrica Renault (Francia):

Acero	: 60 %
Retornos de fundiciones anteriores:	40 %
Adiciones: 4 % de fierro-silicio al 25 %	
1.2 % de fierro-manganeso al 22 %	

d) Una fundición americana:

Fundición bruta	: 10.0 %
Pedazos de maleable	: 2.0 %
Retornos de fundición	: 50.0 %

Acero dulce	: 35.0 %
Acero con bajo fósforo	: 10.0 % máx.
Fierro-silicio al 50 %	: 0.8 %

3.1.0.0

LAS FUNDICIONES NODULARES

3.1.1.0 Introducción.-

En el curso de los últimos 20 años, se han realizado progresos considerables en la elaboración de las fundiciones desde el punto de vista tecnológico y metalúrgico. Entre estos avances, se pueden citar el descubrimiento y puesta en obra de diversas fundiciones que poseen características mecánicas elevadas y una ductilidad comparable a la del acero. Estas fundiciones se llaman fundiciones con grafito esferoidal porque el grafito que contienen se presenta en esferoides compactos insertados en una matriz metálica. La presencia en tenor elevado de carbono, baja la temperatura de fusión de la fundición y aumenta su colabilidad; la precipitación de la mayor parte de carbono en grafito, limita la contracción de solidificación. La forma esferoidal del grafito disminuye muy poco las propiedades de la matriz metálica, estos tipos de fundición son comparables a los aceros, en cuanto a las características mecánicas, conservando siempre las propiedades específicas de las fundiciones. La naturaleza de la matriz se determina por la composición química, las características de enfriamiento de la pieza y los tratamientos térmicos posteriormente efectuados.

En este capítulo dedicado a las fundiciones nodulares trataré posteriormente lo concerniente a las teorías de solidificación de las fundiciones con grafito esferoidal, los elementos que intervienen para producir la nodulización, el sistema de elaboración que utili-

zan las diferentes fábricas que he tenido oportunidad de visitar en Bélgica, tratamientos térmicos y usos.

3.1.2.0 Teorías de la solidificación de las fundiciones con grafito esferoidal.-

Numerosos metales han sido utilizados para producir el grafito esferoidal en las fundiciones: calcio, cerio, litio, potasio y también algunos otros metales.

Morrow y Williams, han definido las propiedades de los elementos generadores de los esferoides de las siguiente forma:

- a) Elementos solubles en la fundición líquida.
- b) Desulfurantes y desoxidantes.
- c) Estabilizadores de los carburos.

Una atención particular en la concierne a los fenómenos de vaporización (todos estos metales tienen una temperatura de vaporización muy baja) y de tensión superficial. Una baja tensión superficial en la interfase grafito-fundición está ligada a una gran velocidad de difusión de los átomos de carbono en la fundición nodular. La ausencia de un poder humidificante de la fundición por el grafito indica una baja tensión interfasial grafito-metal y es ciertamente una de las causas predominantes de la baja velocidad de difusión del carbono en las fundiciones lamelares.

Parece que se encuentran en los esferoides del grafito, trazas de la velocidad de difusión, particularmente elevadas de los átomos de carbono. Este efecto ha sido puesto en evidencia por Owens y Street por sus estudios de Rayos-X.

Otros autores han indicado que el grafito lamelar está compuesto

de dos estructuras denominadas y B. La estructura está compuesta de capas hexagonales, paralelas y equidistantes, directamente superpuestas por rotación. La cama B está igualmente compuesta de hexágonos, pero cada cama está despegada con relación a la anterior, alternativamente a la izquierda ó a la derecha. Los autores mencionados han estudiado una gran cantidad de fundiciones gráficas y han constatado que las fundiciones con grafito lamelar pueden contener hasta 15 % de grafito B, estructura denominada igualmente estructura desordenada que no ha sido encontrada en los esferoides del grafito, en particular para las fundiciones elaboradas en magnesio. La ausencia de esta estructura da características a la fundición con grafito esferoidal. La densidad de los esferoides ha sido encontrada netamente superior a la de las lamelas de grafito.

Otra causa de las diferencias estructurales de los esferoides de las lamelas pueden naturalmente residir en la acción del magnesio

sobre la cristalización del grafito, acción para muchos combinada a la del silicio de inoculación. El Profesor De Sy ha resumido de forma satisfactoria las diferencias metalográficas de los procesos de solidificación de las fundiciones lamelares y nodulares y añade hechos novedosos que son incontestablemente significativos. Si se admite que la grafitización lamelar resulta de la descomposición de la cementita eutéctica a lo largo de un frente de cristalización progresando en el líquido, parece normal admitir que el magnesio que es estabilizador de los carburos retarda esta descomposición de los carburos, lo mismo que el cerio, estroncio, litio, bario; pero no parece lo mismo para el caso de sodio, potasio y calcio. Del mismo modo la desoxidación suprime los gérmenes de cristalización y favorece la sobrefusión. Los ensayos de temple en el intervalo de solidificación muestran siempre la asociación íntima de los esferoides y las dendritas de austenita, también en el caso de las fundiciones hipoeutécticas y en el caso de

las fundiciones hipereutécticas.

En este último caso, se ven seguidos montones de nódulos; en todos estos ensayos de temple, los esferoides están encastrados en la martensita. La precipitación del carbono en la austenita se hace en las inmediaciones del frente de cristalización, esta parte de la solución sólida posee la más alta concentración en carbono. Al inicio de su formación los esferoides están separados del líquido solamente por una cama delgada de austenita saturada. Su crecimiento es muy rápido. Para muchos la acción de inoculación del silicio provoca una segregación sensiblemente más importante que la precipitación para las fundiciones al magnesio, la constante difusión de las fundiciones inoculadas después del tratamiento al magnesio, será más importante que para las fundiciones no tratadas al magnesio.

Estas diversas consideraciones tienden a creer en la hipótesis de la esferoide nacido por precipitación del carbono en la austenita saturada (sobrefusión) inmigración del carbono a través de la austenita hasta la periferia del esferoide.

Examinando en detalle la tesis del nacimiento de los esferoides de austenita saturada, De Sy llega a la conclusión de que la forma exterior sensiblemente esférica de este agregado de microcristales está impuesta por la naturaleza del medio de cristalización que interviene con una misma intensidad en todas las direcciones, el medio de cristalización restará isótropo. Por lo tanto, si la fundición fluida es isótropa, que no es el caso del medio eutéctico, que solidificará en intervalo interdendrítico y si se admite que es en la fase líquida que cristalizan los esferoides resulta que sólo habrá posibilidad de cristalización esferoidal en la austenita sobresaturada sólida.

La forma de la superficie exterior de los esferoides está impuesta por la velocidad de evacuación de los átomos de fierro que envuelven los dos fenómenos: evacuación de los átomos de fierro y su reemplazo por los átomos de carbono, siendo todo esto rápido, pero el primero será menos rápido. La velocidad de difusión del carbono en la austenita es más grande que la velocidad de autodifusión del fierro (relación de 10,000 a 1,000); cuando la solución es homogénea, la velocidad de autodifusión del fierro es la misma en todas las direcciones y por eso resulta un cristal de forma redonda, resultando comparable a los de la tensión superficial que intervienen sobre una bola gaseosa ó una gota líquida. Esto no es posible para un cristal de grafito en contacto con dos fases, por ejemplo, con los dos constituyentes de la ledeburita. En este caso el cristal no puede crecer sobre la forma de un esferoide.

Desde el punto de vista de la influencia de las condiciones de enfriamiento, cuando los cristales mixtos llegan a un cierto grado de saturación, el rechazo del carbono comienza. El crecimiento del esferoide se produce según el mecanismo de difusión de los átomos de carbono y la evacuación de los átomos de fierro.

La concentración de carbono disminuye en los alrededores del esferolito, por el contrario alrededor del cristal de austenita, la concentración en carbono es idéntica a la de la solución en equilibrio con la fase líquida. Se produce de esta forma un gradiente de concentración de carbono, entre la solución líquida y la solución sólida de austenita que asegura el transporte de los átomos de carbono a través de la austenita en solución sólida hacia el esferoide en desarrollo. En estas condiciones un enfriamiento rápido provoca una gran saturación antes de la precipitación, por consiguiente muchos nódulos de grafito. En las grandes piezas, por el contrario, hay pocos esferoides pero más grandes. Si se aumenta aún más la velocidad de enfriamiento, se retarda la precipi-

tación inicial del carbono ó hay veces se le suprime. Entonces se produce una fundición blanca solidificada con una fuerte saturación. El recocido de esta fundición produce esferoides de grafito por el hecho de que la austenita de esta fundición está sobresaturada.

Para explicar que se encuentran siempre montones de grafito esferoidal deformes, con aspecto raro en las fundiciones con grafito esferoidal, el Profesor De Sy presenta la siguiente explicación:

Cuando el esferoide encuentra en el curso de su crecimiento una inclusión cualquiera, las condiciones de homogeneidad de la fundición y de saturación de la austenita cesan de ser realizadas, las inclusiones juegan el rol de inoculantes y la sobrefusión cesa; la grafitización no puede ser hecha en forma esferoidal.

Para muchos De Sy y Collette han mostrado que un recocido de la fundición con grafito esferoidal en las inmediaciones del sólido puede destruir los esferoides más completos. Ellos deducen que un esferoide tiene una forma metaestable y que se realiza gracias a la baja velocidad de autodifusión del hierro y a la gran velocidad de difusión del carbono. Una prueba experimental de este hecho puede ser dada por la medida del coeficiente de difusión de las fundiciones después de una inoculación con silicio, en el caso de las fundiciones con magnesio y las fundiciones sin magnesio. El coeficiente de difusión medido es más elevado en las fundiciones con magnesio.

En lo que concierne a la explicación del rol particular del magnesio, se remarca que las bolas de vapor de ciertos cristales pueden restar en emulsi6n en la fundición líquida y fijarse sobre las partículas sólidas en suspensión, lo que las neutraliza y contribuye a aislarlas de los gérmenes nocivos. El magnesio elimina

todo germen nocivo por reducción, desulfuración y purificación. Su tensión de vapor es más que suficiente para mantener las bolas a la temperatura de solidificación.

3.1.3.0 Tratamiento de las fundiciones nodulares.-

Una fundición gris está compuesta de una matriz de acero interrumpida por depósitos de grafito que no poseen resistencia y que crean interrupciones en la continuidad de la matriz metálica. 3 % de grafito en peso del metal, representa 10 % del volumen total de él.

Este grafito está comunmente repartido en la fundición sobre la forma de lamelas que crea una cavidad que es una brecha en la masa metálica resistente. El efecto de esta cavidad es aún más sensible que la lamela de grafito que causa esta cavidad. Pero si estas lamelas se condensan en masas tendiendo a una forma esférica, la sección total se vuelve más resistente.

La tabla siguiente muestra la influencia de la forma de grafito sobre un metal de estructura enteramente perlítica:

Fundición perlítica con grafito lamelar	: Rt = 18 Kg/mm ² - A % = 0
Fundición perlítica con grafito vernicular:	Rt = 40 Kg/mm ² - A % = 0
Fundición perlítica con grafito esferoidal:	Rt = 80 Kg/mm ² A % = 0.5 a 2.5
Acero perlítico	: Rt = 90 Kg/mm ² - A % = 10 a 12

Esta tabla muestra la importancia de la forma del grafito y el in-

terés que hay para obtener el grafito compacto en esferoides.

Esta forma ideal del grafito puede ser obtenida de diferentes formas:

1.- Se puede elaborar de las fundiciones con grafito esferoidal, al estado bruto de colado ó después de un tratamiento térmico ó haciendo adiciones especiales al metal líquido en el recipiente: magnesio (proceso americano), cerium (proceso inglés), calcio y litio.

2.- El efecto es obtenido en forma de esferoides por tratamiento térmico de corta duración de las fundiciones tratadas al azufre, selenio ó telurio (proceso francés).

3.- Las fundiciones maleables ferríticas ó perlíticas contienen su grafito sobre la forma de nódulos compactos según la naturaleza del tratamiento térmico, que es siempre de largaduración.

3.1.4.0 Fundición con grafito esferoidal por tratamiento con cerio.-

El proceso Inglés de M.M Morrogh y William de la B.C.I.R.A. permite obtener al estado bruto de colado, una fundición con grafito nodular y consiste en añadir una cierta proporción de cerio a la fundición líquida antes de colarla en los moldes.

El cerio puro funde a 635°C y se disuelve rápidamente y sin acciones violentas en la fundición líquida, pero por razones económicas se utiliza una aleación denominada Mischmetal, la composición aproximada es la siguiente:

Cerio	:	45 a 52 %
Tierras raras:		45 a 48 %
Fierro	:	0.5 a 2,5 %
Si, Ca, Al	:	Máx. 0.30 %
Magnesio	:	Máx. 1.6 %

Esta aleación es menos cara que el cerio puro y se disuelve fácilmente.

Son necesarias algunas condiciones para la fabricación de la fundición nodular y son las siguientes:

1) La fundición debe solidificar normalmente con estructura gris el tratamiento.

El proceso no es aplicable a una fundición blanca. La matriz de las fundiciones así tratadas puede ser perlítica, ferrítica, martensítica, bainítica ó austenítica.

2) La fundición tratada debe ser hipereutéctica:

$$Ct + \frac{Si \% - P \%}{3} > 4.30$$

En la fundición hipoeutéctica, la influencia estabilizante del cerium es demasiado grande para permitir la descomposición de los carburos, lo mismo que aumentar el porcentaje de silicio hasta 5%. No obstante, una fundición hipoeutéctica convendría si contiene más de 10 % de níquel.

3) El tenor en silicio será superior a 2.30 y puede estar por lo tanto sin inconvenientes hasta en 7 %.

Una parte del silicio puede ser reemplazada por níquel ó por cobre,

que son elementos grafitizantes.

4) Los elementos especiales tales como: cromo, cobre, molibdeno, níquel y vanadio, pueden estar presentes en la fundición en cualquier cantidad, teniendo presente que las condiciones económicas deben ser respetadas.

5) Una de las funciones del cerium es desulfurar la fundición y remover el tenor de azufre del metal tratado a un valor inferior a 0.015 %. El sulfuro de cerio, insoluble que se forma, se elimina con la escoria; pero conviene partir de un metal donde el tenor de azufre sea inferior a 0.06 % para evitar una segregación de las fundiciones ricas en azufre. La desulfuración se termina en algunos segundos y es entonces que el cerio en exceso sobre las cantidades de azufre que se disuelven, extiende un efecto de estabilización de los carburos.

6) El tenor de fósforo debe ser inferior a 0.50 %, porque este elemento reduce la solubilidad del cerio en la fundición. Estas condiciones deberán ser observadas y existen aún dos tratamientos para el cerio, que son: el tratamiento simple y el tratamiento doble.

3.1.4.1 Tratamiento simple.-

El cerio ó Mischmeta 1, se pone al fondo del recipiente y el metal se vierte encima pues la colada se efectúa.

El metal obtenido después del enfriamiento y examinándolo al microscopio presenta una estructura mixta en nódulos de grafito y pseudolamelas de grafito. Cada nódulo está en torno de una pequeña zona donde el grafito ha sido expulsado, pues está depositado sobre un nódulo hipereutéctico. Al exterior de esta zona el gra-

fito está depositado en pseudolamelas.

3.1.4.2 Tratamiento doble.-

En este tratamiento, en la misma forma que se vierte el metal líquido sobre el cerio ó Mischmetal, ubicado en el fondo del recipiente, se añade un inoculante grafitizante. Esta adición suplementaria tiene un gran efecto sobre la estructura del metal, porque aumenta los nódulos de grafito hipereutético. El grafito está entonces enteramente nodular.

El inoculante puede ser entonces el fierro-silicio, con 75 a 80 % de silicio ó el silicato de calcio y puede ser añadido después ó al mismo tiempo que el cerio; en este último caso el cerio se disuelve más rápido que el inoculante. El porcentaje de silicio inoculado es de 0.3 a 0.5 %, si no, la estructura es blanca. El doble tratamiento da resultados superiores a los obtenidos por el tratamiento simple. Los resultados son nulos para espesores superiores a 50 mm.

3.1.4.3 Elaboración del metal.-

En cada uno de estos tratamientos, el cerio debe ser introducido obligatoriamente entre 1350 y 1450°C. Debajo de 1300°C, el grafito hipereutético se deposita en la forma de lamelas y no causa influencia alguna cualquiera que sea el tratamiento.

La cantidad de cerio a añadir al metal, está en función del porcentaje de azufre, si este es abundante, será necesario más cerio. De esta forma, con un metal de base que contenga 0.10 % de azufre, es necesario 0.6 % de mischmetal para obtener un tenor de 0.05 % de cerio residual disuelto. Una fundición que contenga 0.02 % de azufre, necesita solamente 0.10 a 0.20 % de mischmetal

para obtener 0.05 de cerio residual disuelto.

Es necesario en lo posible que el metal de base sea pobre en azufre, para evitar un tratamiento costoso. El metal a tratar puede ser desulfurado con el CO_3Na_2 , por ejemplo: en el tratamiento simple, la cantidad de cerio a añadir está únicamente en función del tenor de azufre del metal base y del espesor de los moldes, por consecuencia, la ausencia de inoculante grafitizante con 0,5 % de cerio disuelto dá una fundición blanca en espesores comprendidos entre 15 y 22 mm; y con 0.03 % de cerio residual disuelto, la fundición es blanca a los 15 mm. de espesor.

La dificultad de ajustar el porcentaje de cerio en función del espesor de las piezas a colar hace necesaria la aplicación del doble tratamiento que da por otra parte mejores resultados mecánicos.

3.1.4.4 Características mecánicas.-

Fundición No. 1.-

Carbono total	:	3.50 a 3.90 %
Silicio	:	2.50 a 3.00 %

Los resultados han sido obtenidos con barras de 30 mm. de diámetro.

Tratamiento simple	:	Rt = 38 a 41 Kg/mm ² HB = 180 a 220
Tratamiento doble	:	Rt = 48 a 52 Kg/mm ² HB = 200 a 240

Fundición No. 2.- Fundición con matriz bainítica

Carbono total	:	3.40 a 3.60 %
Silicio	:	2.90 a 3.00 %
Molibdeno	:	0.60 %
Níquel	:	2.00 %
Tratamiento doble	:	Rt = 60 a 62 Kg/mm ² HB = 350 a 500

Esta misma fundición tratada térmicamente a 320°C durante 5 horas, da como resistencia a la tracción : Rt = 67 a 80 Kg/mm²
HB = 325 a 480

3.1.5.0 Fundición con grafito esferoidal. Tratamiento por el Magnesio.-

Este proceso patentado en los Estados Unidos por la International Níquel Corporation consiste en adaptar una cierta cantidad de magnesio ó aleación que contenga magnesio a la fundición líquida antes de colarla en los moldes. El magnesio puro funde a 657°C y entra en ebullición a 1100°C, es decir que está al estado gaseoso a la temperatura de la fundición líquida. La tensión de su vapor es de 2.5 atmósferas a 1200°C y 10 atmósferas a 1500°C. La introducción del magnesio puro en la fundición se acompaña de fenómenos explosivos, con proyección de metal líquido y una intensa luz (superior al flash de los fotógrafos) es por eso absolutamente necesario utilizar en ese momento lunas azules. Su empleo peligroso ha conducido a los investigadores a utilizar aleaciones donde el magnesio esté diluído sin dar reacciones violentas en el momento de la adición en el hierro líquido. Por esto, se hacen pre-aleaciones que contienen un bajo porcentaje de magnesio y otros elementos. Esto garantiza una disolución lenta, debiendo contener un máximo de 15 a 20 % de magnesio; el metal adicionado al magnesio debe poseer un punto de fusión relativamente bajo. Las

aleaciones de cobre-magnesio y níquel-magnesio, son en particular las más eficaces. Las aleaciones que más se utilizan son:

Aleación níquel-magnesio con 10-20 % de magnesio.

Aleación cobre-magnesio con 10-20 % de magnesio.

Aleación cuaternaria fierro-silicio-cobre-magnesio.

Aleación cuaternaria fierro-níquel-cobre-magnesio.

Estas dos últimas aleaciones parecen particularmente interesantes porque evitan las grandes adiciones de níquel ó de cobre, que no dan buenos resultados.

Estas aleaciones binarias, ternarias ó cuaternarias, son tanto más eficaces por su tensión de vapor y es equivalente a una atmósfera en 1450 grados centígrados.

Las aleaciones ricas en aluminio se excluyen a causa de la fuerte viscosidad que se genera en la aleación y de otra parte las partículas de aluminio en función en la fundición, generan la formación de esferoides de grafito.

Para obtener la fundición en grafito nodular bruto de colado, es necesario tener en cuenta ciertas condiciones:

1.- El tratamiento de la fundición por el magnesio se acomoda a una gran margen de composiciones para la fundición base, esta puede ser hipereutéctica ó hipoeutéctica, con una preferencia por la composición eutéctica que asegura una buena colabilidad y mejores características. Los tenores en carbono más favorables están comprendidos entre 3.2 y 3.8 %.

2.- El magnesio interviene primero como desulfurizante poniendo el tenor de azufre de la fundición en un valor de 0.03 % a 0.04 %.

El tratamiento puede ser aplicado a las fundiciones con alto tenor en azufre; pero es necesario naturalmente añadir más magnesio y es solamente el magnesio residual no fijado por el azufre, que hace como estabilizador de los carburos y constituye la fracción útil.

3.- El magnesio residual útil, usado como estabilizador de los carburos hace buscar un tenor en silicio superior a 2 %. De lo contrario habrá que hacer una inoculación de silicio en la fundición líquida, que permite evitar la mezcla de la ferrita con la perlita. Sin embargo, si aún se obtienen piezas con estructura mezclada, se les puede tratar térmicamente a condición que el tenor de silicio sea suficientemente elevado para dar nacimiento a gérmenes de grafito esferoidal. En este caso un recocido de una hora a 900-950°C es suficiente y constituye una clase de maleabilización rápida.

4.- La presencia de fósforo en la fundición impide la formación de grafito esferoidal pero acarrea problemas encima de 0.5 % por la razón de que forma el eutéctico fosforoso que es un constituyente frágil que provoca una disminución de las propiedades mecánicas. Si se desea obtener una máxima elongación se deberá mantener el fósforo ligeramente superior al 0.06 %.

5.- El manganeso es nocivo porque se desea obtener ductilidad en un metal bruto de colado, el azufre está en efecto casi totalmente eliminado, el manganeso se comporta como un elemento de aleación.

En consecuencia, si queremos obtener una fundición nodular con una resistencia al choque y al alargamiento elevada, al estado bruto de colado, se debe bajar el tenor en manganeso a 0.25 %. De lo contrario, si queremos obtener una fundición con alta resistencia y débil alargamiento, el tenor en manganeso será entre 0.50 - 0.60 %. El níquel produce un efecto similar al del manganeso.

3.1.5.1 Naturaleza del tratamiento.- √

El proceso consiste en un doble tratamiento:

a) Por una parte la aleación de magnesio triturada a un grosor de 12 mm. como máximo está situada al fondo del recipiente líquido a una temperatura comprendida entre 1400 y 1450°C.

El recipiente está cubierto para evitar las proyecciones.

La reacción comienza dos segundos después de la adición y termina veinte segundos después.

b) De otra parte se procede a la inoculación de 0.4 a 0.6 % de un grafitizante tal como el Fe-Si con 75-80 % de silicio. Después de limpiar se procede al colado. Como el magnesio es muy oxidable y de hecho su punto de ebullición es muy bajo, es necesario colar rápidamente y la experiencia enseña que después de 30 segundos la estructura del grafito no está enteramente nodular y 10 minutos después, el grafito está enteramente sobre la forma nodular.

La parte de magnesio estará en el orden de 0.001 % por minuto de colado entre la adición y la solidificación del metal.

La cantidad de magnesio que se añade está en relación con lo siguiente:

- 1) Cantidad de azufre contenido en el metal base líquido.
- 2) La temperatura de la fundición es más elevada, porque la tensión de vapor del magnesio crece con la temperatura.
- 3) La parte de magnesio en la pre-aleación es muy importante.

Los mejores rendimientos de diferentes pre-aleaciones de magnesio

utilizadas son:

- De 5 a 8 % para las aleaciones que contienen 90 % de magnesio.
De 10 a 25 % para las aleaciones que contienen 50 % de magnesio.
- De 25 a 40 % para las aleaciones que contienen entre 8 y 12 % de magnesio.
- De 40 a 60 % para las aleaciones que contienen entre 4 y 8 % de magnesio.

La cantidad de aleación de magnesio a añadir a la fundición líquida está por consiguiente en función de:

- a) Del tenor en azufre de la fundición líquida.
- b) Del tenor en magnesio de la aleación utilizada.
- c) Del espesor de las piezas y sobre todo de su masa.

El tenor óptimo de magnesio a añadir tiene un valor crítico. Un tenor muy bajo provoca un depósito de grafito sobre la forma lamelar; un tenor demasiado elevado da una fundición blanca ó mezclada que contiene carburos libres.

La experiencia enseña que 0.03 a 0.10 % de magnesio residual útil son necesarios.

Algunos fundidores en los Estados Unidos calculan la cantidad de magnesio necesaria según la siguiente fórmula:

$$\text{Mg total} = 0.15 + 1.5 S$$

Esta es una fórmula empírica que se acerca bastante a la realidad. El porcentaje exacto de magnesio se puede matemáticamente calcular y estará naturalmente en función del tenor en azufre que tenga la

materia prima que se use. Un problema de aplicación puede aclarar lo concerniente al cálculo del magnesio. El problema está enunciado de la siguiente forma:

Para la elaboración de una fundición gris con grafito nodular se usan como materias primas principales arrabio y chatarra de acero dulce. Se elaboraron 100 kilos de aleación repartidos en la siguiente forma:

Arrabio : 88 kilos

Chatarra de acero : 12 kilos

Composición del arrabio:

C = 4.30 %; Si = 1.36 %; Mn = 0.25 %; P = 0.034 %; S = 0.021 %

Peso de los elementos en el arrabio:

C = $0.043 \times 88 = 3.78$ Kg.

Si = $0.0136 \times 88 = 1.20$ Kg.

Mn = $0.0025 \times 88 = 0.22$ Kg.

P = $0.00034 \times 88 = 0.030$ Kg.

S = $0.00021 \times 88 = 0.018$ Kg.

Composición de la chatarra de acero:

C = 0.010%; Si = 0.05 %; Mn = 0.04 %; P = 0.04 %; S = 0.035 %.

Peso de los elementos en la chatarra:

C = $0.001 \times 12 = 0.012$ Kg.

Si = $0.0005 \times 12 = 0.006$ Kg.

Mn = $0.0004 \times 12 = 0.0048$ Kg.

P = $0.0002 \times 12 = 0.0024$ Kg.

S = $0.00035 \times 12 = 0.0042$ Kg.

Sumando los porcentajes en peso de la chatarra y del arrabio, se obtiene un compuesto de la siguiente composición química:

C = 3.792 %; Si = 1.206 %; Mn = 0.225 %; P = 0.0324 %; S = 0.0222 %

Estando estos dos elementos (arrabio - chatarra) en el estado líquido y a la temperatura de 1500°C , se pone la cantidad de aleación

de magnesio necesaria (cálculo después) en el fondo del recipiente y encima se vierte el metal líquido y después se hace la inoculación con el grafitizante Fe-Si con 75 % de silicio.

La cantidad de aleación de magnesio está en función del tenor en azufre, en la fundición, de su porcentaje en la aleación y de su rendimiento.

Cálculo del magnesio necesario: la pre-aleación que se va a utilizar es el Fe Si Mg conteniendo 10 % de Magnesio y 40 % de Silicio.

$$\text{Mg total} = \frac{\text{Mg (residual)} + \text{Mg (eliminación del azufre)}}{\text{Rendimiento (R)}}$$

Mg residual en la fundición: $0.02 < \text{Mg} < 0.08 \%$

Normalmente el Mg residual es: 0.040%

Magnesio necesario para desulfurar: $x (S_1 - S_2)$

$$x = \frac{\text{Peso atómico Mg}}{\text{Peso atómico S}} = \frac{24}{32} = 0.75$$

$x = 0.75$ porque 24 kilos de magnesio eliminan 32 kilos de azufre.

S_1 = Cantidad de azufre antes del tratamiento.

S_2 = Cantidad de azufre después del tratamiento. La cantidad de azufre que queda después del tratamiento con el magnesio es 0.010% y es el valor que se usa en la práctica para S_2 .

$$\text{Mg necesario} = \frac{0.75 (0.0222 - 0.010) + 0.040}{0.40}$$

Mg necesario = 0.1229%

Como el rendimiento es el 10% :

$$\text{Pre-aleación necesaria} = \frac{0.1229}{0.1} = 1.229 \%$$

$$\text{Para 100 kilos de aleación se necesitarán: } \frac{100 \text{ kg} \times 1.229 \%}{100 \%} = 1.229$$

kilos.

El inoculante utilizado es el Fe-Si que contiene 75 % de silicio. El peso de inoculante a añadir es constante y es igual a 0.5 % de silicio.

$$\% \text{ de inoculante necesario} = 4/3 \times 0.5 = 0.667 \%$$

Para los 100 kilos de aleación se requieren = 0.667 kilos

% de silicio en la pre-aleación que contienen el magnesio:
 $1.229 \times 0.45 = 0.55 \%$

Peso total de la aleación:

Arrabio	:	88.000 Kg.
Chatarra	:	12.000 Kg.
Fe-Si-Mg	:	1.229 Kg.
Fe-Si	:	0.667 Kg.
		101.896 Kg.

$$C = \frac{100 \times 3.792}{101.896} = 3.72 \%$$

$$Si = \frac{100 (1.206 + 0.500 + 0.550)}{101.896} = 2.21 \%$$

$$Mn = \frac{0.225 \times 100}{101.896} = 0.22 \%$$

$$P = \frac{0.034 \times 100}{101.896} = 0.036 \%$$

En este problema no se han tomado en cuenta las pérdidas por escoria porque son mínimas. Cuando se utilizan desechos de fundiciones nodulares anteriores, cuando entran al horno y son licuadas el magnesio residual existente se pierde por volatilización.

3.1.5.2 Colado.-

Todos los hornos permiten elaborar la fundición en cuestión. Los revestimientos básicos tienen la ventaja particular de dar un metal con un tenor en azufre muy bajo. La elaboración del metal para la producción del hierro fundido nodular necesita un control técnico meticulado. Unos consejos prácticos útiles son los siguientes:

- 1) La fundición líquida debe presentar una superficie con reflejo rojizo.
- 2) El metal de prueba debe dar una fractura en forma de "S", un grano muy apretado y fino similar al del acero cromo-níquel. El metal exhala un olor característico de acetileno; un olor de hidrógeno sulfurado denota a menudo un tratamiento defectuoso.
- 3) Las piezas desmoldeadas deben dar al choque una sonoridad clara, el magnesio se volatiliza con la refusión del metal.

3.1.5.3 Características mecánicas.-

Las características mecánicas serán óptimas si el grafito está íntegramente depositado sobre la forma esferoidal.

La presencia más ó menos importante de grafito en forma pseudolamellar tiene una influencia considerable sobre las propiedades mecánicas.

Si la proporción de grafito en lamelas es más ó menos importante (10 a 20 %), la elongación del metal tiene un descenso de 0.5 %.

Si el grafito está enteramente sobre la forma esferoidal, la elon-

gación puede llegar a 4 %, si la matriz del metal es perlítica y a 20 % si la matriz es ferrítica.

3.1.5.4 Algunas características de diferentes fundiciones nodulares.-

- 1) Fundiciones con alta resistencia, bruto de colado:
(Porcentaje de manganeso elevado: 0.50 a 0.60 %)
(Porcentaje de fósforo elevado: 0.10 a 0.20 %)
Resistencia a la tracción: $R_t = 60$ a 70 Kg/mm^2
Límite de elasticidad: 40 a 55 Kg/mm^2
Elongación: 0 a 1.5 %
Dureza Brinell: 220 a 300

- 2) Fundiciones con alta ductibilidad, bruto de colado:
(Porcentaje de manganeso bajo: 0.25 %)
(Porcentaje de fósforo muy bajo: inferior a 0.06 %)
Resistencia a la tracción: $R_t = 55 \text{ Kg/mm}^2$
Límite de elasticidad: 40 Kg/mm^2
Elongación: 10 %
Dureza Brinell: 180 a 200

- 3) Fundiciones con alta resistencia obtenida por tratamiento térmico de la fundición 1:
Temple a partir de 875°C y revenido a 450°C
Resistencia a la tracción: $R_t =$ superior a 90 Kg/mm^2
Elongación: nula
Dureza Brinell: superior a 500

- 4) Fundición dúctil, obtenida por tratamiento térmico de la fundición 1, de 2 a 4 horas, a $900 - 950^\circ\text{C}$, con enfriamiento lento:
Resistencia a la tracción: $R_t = 42$ a 50 Kg/mm^2
Límite de elasticidad: 38 Kg/mm^2

Elongación: 12 a 20 %

Dureza Brinell: 150 a 180

La soldadura de estas fundiciones se puede efectuar con arco eléctrico con varillas de preferencia de níquel, para evitar el retorno del grafito a la forma lamelar.

3.1.5.5 Empleo del calcio para elaborar las fundiciones nodulares.-

Bajos tenores de calcio incorporados en la fundición provocan también la grafitización esferoidal, pero es más difícil introducir el calcio en la fundición líquida, se hace necesario supercalentar energicamente el metal a causa del punto de ebullición elevado del calcio, que es 1485°C.

El azufre y el oxígeno se combinan al calcio y neutralizan su acción. Estos dos elementos deben estar en lo posible en muy bajo porcentaje en el metal base, 0.3 % es un máximo de azufre y es necesario emplear materias primas muy puras ó hacer la fundición en un horno con revestimiento básico (cubilote u horno eléctrico). El calcio se puede añadir al metal fundido de la misma forma que el magnesio.

3.1.6.0 Fundición con grafito esferoidal. Tratamiento por el azufre y seleccio.-

Un proceso simple e industrial permite obtener fundiciones con grafito nodular a partir de un metal base, de preferencia tipo eutéctico, sin contener elementos de aleación. Sólo el fósforo es nocivo para la obtención de buenas características mecánicas; este elemento no influye en el fenómeno de la grafitización, pero forma el eutéctico fosforoso que da una fundición dura y frágil.

El tratamiento es doble y consiste en añadir al metal líquido en el crisol de colada una parte de un elemento del grupo VI de la clasificación de Mandeleif y por otra parte un elemento grafitizante. Los mejores resultados se han obtenido con el empleo del azufre, selenio y telurio.

Los resultados se pueden obtener de dos formas diferentes:

1) Al estado bruto de colado, por tratamiento de una fundición de una composición tal que las piezas obtenidas tengan una estructura gris. El grafito está entonces en condiciones de nodulizarse y comprende nódulos bien finos repartidos en una matriz de perlita fina, solamente visible con grandes aumentos (800 a 1200).

Los análisis más comunes de fundiciones de este tipo son:

Ct: 2.50 a 3.00 %; Si: 1.20 a 3.00 %; Mn: 0.25 a 0.50 %; S: 0.10 a 0.20 %; P: 0.15 %.

Los resultados mecánicos obtenidos son:

Resistencia a la tracción: $R_t = 35$ a 45 Kg/mm^2

Resistencia al cizallamiento: 50 a 60 Kg/mm^2

Dureza Brinell: 220 a 280

La colabilidad de estas fundiciones es buena. El tenor en silicio debe estar ajustado en función del espesor de los moldes, para obtener la resistencia máxima, el control es fácil y se hace ayudado por una probeta de temple.

2) Pro-tratamiento térmico de corta duración de una fundición inoculada en forma idéntica a la fundición gris anterior pero en cantidad menor de grafitizante para prevenir la estructura blanca.

La ventaja de este tratamiento térmico es grande porque se obtiene el grafito totalmente en forma de esferoides.

Las piezas son tratadas térmicamente y sin estar metidas en cajas; en un horno simple pero cuidando que la atmósfera del horno sea reductora para evitar la oxidación de las piezas que le da mal aspecto. Estos hornos pueden ser calentados con petróleo, carbón pulverizado, ó eléctricamente, pero en todos los casos con una atmósfera controlada. La relación $CO/CO_2 = 2$ da los mejores resultados

El horno con baño de sal es ideal para efectuar este tratamiento térmico pero es un proceso muy caro. El tratamiento térmico de grafitización dura de 1 a 6 horas según el espesor de los moldes, a una temperatura que varía entre 930 y 990°C según la adición que se haya hecho en la fundición, líquida. Las piezas pueden ser introducidas en el horno caliente, porque éstas pueden soportar el choque térmico.

Las curvas posteriores muestran la marcha de la grafitización de una fundición blanca destinada normalmente a ser maleabilizada; esta fundición no ha sufrido más que el primer estado de grafitización y llega a ser perlítica.

Las curvas siguientes muestran la marcha de la grafitización del metal obtenido después de estos tratamientos.

En la estructura del metal predomina la perlita con grafito esferoidal pero no podemos obtener una estructura ferrítica ó ferrito-perlítica con un metal presentando un alargamiento importante; por un recocido de algunas horas entre 760 - 740°C después de la grafitización.

El metal grafitizado es susceptible de adquirir una alta resistencia con un alargamiento nulo, por un tratamiento térmico de temple al aceite a partir de 850-875°C seguido de un revenido de 400-450°C y de un enfriamiento lento.

Características mecánicas obtenidas en las probetas.-

Probetas de 200 mm² de sección, el alargamiento está medido sobre 50 mm.

	Azufre	Selenio	Teluro
Resistencia a la tracción	78 Kg/mm ²	87 Kg.	725 Kg.
Alargamiento %	4 %	5 %	3 %
Resistencia a la tracción.	67 Kg/mm ²	49 Kg.	57 Kg.
Alargamiento %	5%	19 %	10 %

3.1.6.1 Características mecánicas.-

- 1) Fundición con alta resistencia obtenida por tratamiento de grafitización, solamente (choque térmico).

Resistencia a la tracción: $R_t = 65$ a 75 Kg/mm²

Alargamiento: 0.5 a 2.0 %

Dureza Brinell: 2.30 a 2.90

- 2) La misma fundición templada al aceite a partir de 875°C y recocida a 450°C da las características siguientes:

Resistencia a la tracción $R_t = 95$ a 105 Kg/mm²

Alargamiento = 0

Dureza Brinell. = 320 a 380

- 3) Fundiciones con gran alargamiento.

Resistencia a la tracción: $R_t = 40$ a 60 Kg/mm²

Alargamiento: 5 a 20 %

La elaboración de fundiciones con alta resistencia después del colado, demanda un ajuste preciso del tenor en silicio del metal en función del tenor en carbono y del espesor de las piezas a colar. El uso de la probeta de temple permite controlar rápidamente el metal antes de la colada y da las indicaciones necesarias para determinar la cantidad de silicio a inocular en el recipiente que contiene el hierro líquido. Las tolerancias admisibles sobre la cantidad de silicio son mínimas si se desea obtener las características máximas del metal.

Las fundiciones con grafito esferoidal presentan características particulares; además de su elevada resistencia, pueden, según la naturaleza de los elementos auxiliares, estar sometidas a trabajos exigentes.

Los constituyentes de la matriz de estas fundiciones, son muy finos y les confiere en general una dureza más elevada que la de las fundiciones con grafito lamelar; pero con una dureza igual, una fundición con grafito esferoidal es más fácil de maquinar que una fundición con grafito lamelar. La forma particular del grafito y la fineza de sus constituyentes da al metal excelentes cualidades de adaptabilidad. Su resistencia a la corrosión es buena; es superior a la del acero; resiste bien el calor y los ciclos repetidos de calentamiento y enfriamiento. Su coeficiente de fricción también es bueno. Estas diversas características le dan las siguientes utilizaciones:

- a) Resistencia elevada, bajo alargamiento, buena calidad de fricción: cilindros de laminadores, cigueñales, engranajes, discos de embrague, soportes diversos, piezas de maquinaria agrícola.
- b) Resistencia al calor: cilindros de laminadores, coquillas pa-

ra centrifugar las camisas de los cilindros, moldes metálicos para metales noferrosos, enfriadores, moldes para la fabricación de neumáticos.

- c) Fácil maquinado: piezas para maquinarias agrícolas, soportes diversos.
- d) Resistencia al deterioro con ó sin lubricante: engranajes, camisas, cilindros.

3.1.7.0 Tratamientos térmicos de las fundiciones con grafito esferoidal.-

La presencia en tenor elevado de carbono en la fundición nodular, baja la temperatura de fusión y aumenta su colabilidad; la precipitación de la mayor parte de carbono en grafito limita la contracción de solidificación. La forma esferoidal del grafito baja muy poco las propiedades de la matriz metálica; estos tipos de fundición son prácticamente comparables a los del acero en cuanto a su resistencia mecánica, pero siempre conservando las propiedades específicas de las fundiciones. La naturaleza de la matriz está determinada por la composición química, las condiciones de enfriamiento de la pieza y los tratamientos térmicos efectuados.

La tabla XI muestra algunas características y empleos de las fundiciones con grafito nodular:

TABLA XI

Designación	Dureza Brinell	Características	Empleos
80-63-03	200 a 270	Matriz perlítica, alta resistencia al estado bruto de colado, facilidad de temple superficial con soplete ó por inducción.	Máquinas fuertemente solicitadas, ruedas dentadas, matrices, cilindros de laminación, alta resistencia a la tracción y al desgaste.
60-45-10	140	Matriz esencialmente ferrítica, buena maquinabilidad, buena ductilidad.	Piezas sometidas a presión, cuerpo de bombas, piezas solicitadas para choque.
60-45-15	140 a 190	Matriz ferrítica, ductilidad máxima y baja temperatura de transformación. Limitación de composición química.	Piezas para construcción naval y piezas solicitadas para el choque.
100-70-03	240 a 300	Después de normalización y revenido o por adición de elementos de aleación, perlita regularmente fina, buena combinación de resistencia al gasto y ductilidad.	Piñones, ruedas dentadas, árboles de engranajes, manivelas, dientes, guías, orugas.
120-90-02	270 a 300	Martensita de revenido. Aptitud para el temple por adición de elementos de aleación que aumentan la dureza.	

NOTA.- Las dos primeras cifras de la izquierda significan resistencia a la tracción; las del centro significan límite de elasticidad y las de la derecha, porcentaje de alargamiento. Como ejemplo: una designación 80-63-03 significa que la fundición tiene una resistencia a la tracción de 80 Kg/mm^2 , un límite de elasticidad de 63 Kg/mm^2 y un alargamiento de 2 %.

La presencia del grafito y la regulación de la composición química de la fundición, especialmente del tenor en carbono combinado en la matriz, permite obtener a voluntad las estructuras ferríticas, ferrito-perlítica, perlítica, martensítica, bainítica, austenítica, sea sobre la pieza bruta de colado, sea después del tratamiento térmico.

Para extender la gama de las propiedades de utilización de la fundición con grafito nodular, se someten las piezas a los siguientes tratamientos térmicos:

Estabilización, recocido de ferritización, normalización y revenido, temple y revenido, temple isotérmico bainítico y martensítico, temple superficial.

3.1.7.1 Estabilización.-

La diferencia de la velocidad de enfriamiento entre los diferentes puntos de una pieza, hace que la pieza tenga contracciones internas más ó menos importantes. Si las exigencias de utilización de la pieza necesitan la eliminación ó la disminución de estas contracciones se procede a un tratamiento térmico de estabilización. La pieza se calienta a temperaturas comprendidas entre $500-675^{\circ}\text{C}$, según su forma, la composición química y el grado de eliminación de las contracciones internas. Las temperaturas más elevadas permiten una eliminación más segura, pero bajan la dureza y la resis-

tencia mecánica. El tiempo que se debe mantener la temperatura depende de esta temperatura, del espesor de la pieza. Una hora por cada 25 mm. de espesor es una buena regla práctica, con un mínimo de una hora. El enfriamiento debe ser lento y uniforme para evitar la formación de nuevas contracciones internas.

3.1.7.2 Recocido de ferritización.-

Para obtener la ductilidad y la maquinabilidad máxima, las piezas en fundición con grafito esferoidal son sometidas a un recocido para la ferritización de la perlita. Este tratamiento comprende dos etapas:

- 1) Calentamiento de la pieza encima de la temperatura de inicio de la austenitización y por consiguiente transformación de la matriz metálica en austenita donde el grafito se disuelve parcialmente.
- 2) Enfriamiento suficientemente lento para que la austenita se transforme en ferrita. El grafito que está disuelto se precipita entonces de nuevo alrededor de los esferoides ya existentes. La temperatura de inicio de la austenitización y la velocidad de enfriamiento dependen de la composición química de la fundición. El manganeso, fósforo, cromo, níquel y molibdeno tienen la tendencia a oponerse a la ferritización y por consiguiente se les mantiene en tenores muy bajos.

Dos tipos de recocido se utilizan con eficacia:

- I Calentamiento de la pieza a 900°C durante una hora más un mínimo de una hora por cada 25 mm de espesor. Enfriamiento hasta 690°C y mantener la temperatura por 5 horas más una hora por cada 25mm. de espesor. Enfriamiento lento a fin de evi-

tar la formación de nuevas contracciones internas.

II Calentamiento de la pieza a 900°C y mantener esta temperatura como en el caso anterior. Enfriamiento en el horno hasta 650°C a una velocidad inferior a 20°C/hora entre 790 y 650°C . Enfriamiento más rápido pero siempre uniforme a fin de evitar la formación de nuevas contracciones internas.

Otro tipo más rápido consiste en calentar la pieza a una temperatura ligeramente inferior a la temperatura de inicio de la austenitización; más ó menos 700°C durante 5 horas más una hora por cada 25 mm. de espesor. La pieza es enseguida enfriada en el horno hasta una temperatura inferior a los 600°C .

3.1.7.3 Normalización y revenido.-

Este tratamiento es para obtener valores de resistencia a la tracción muy elevados y consiste en calentar la pieza a una temperatura superior a la del inicio de la austenitización y después enfriamiento al aire. De esta forma son obtenidas las fundiciones con grafito esferoidal tipo 100-7-03 que da una resistencia a la tracción de 100 Kg/mm^2 , un límite de elasticidad de 70 Kg/mm^2 y un alargamiento de 3 %.

La estructura que resulta de este tratamiento depende de la composición química de la fundición y de la velocidad de enfriamiento de la pieza; por ejemplo, si el tenor en silicio no es muy elevado y el de manganeso es mediano, se obtiene una estructura homogénea de perlita fina característica del tipo 80-60-03. Las piezas de cierto espesor (por ejemplo superiores a 50mm .) deben contener elementos de aleación tales como el níquel o el molibdeno, ó de manganeso adicional para que el tratamiento de normalización sea

eficaz.

El tratamiento de normalización es, habitualmente efectuado entre 870 y 925°C; el tiempo es de una hora por cada 25mm. de espesor y de una hora mínimo, pero en razón de la rápida difusión del carbono a la temperatura de austenitización, con tiempos más cortos puede haber retenciones de grafito.

Con tenores moderados de níquel se pueden obtener después del enfriamiento de la pieza al aire, una estructura perlítica fina para espesores que llegan a 150mm., pues ellos aumentan la resistencia a la tracción.

La dureza y la resistencia a la tracción son aumentadas con adiciones entre 2 % a 3.75 % de níquel y 0.25 % a 0.35 % de molibdeno.

El tratamiento de normalización es generalmente seguido de un revenido a la temperatura de inicio de la austenitización a fin de obtener la dureza deseada y de eliminar ó de bajar las contracciones internas provenientes de enfriamiento al aire. El efecto del revenido sobre la dureza y sobre la resistencia a la tracción depende de la composición química de la fundición y del grado de dureza después del tratamiento de normalización. La temperatura de revenido se sitúa entre 500 y 650 grados centígrados

3.1.7.4 Temple y revenido.-

Las durezas obtenidas después del temple son prácticamente las mismas en las fundiciones en grafito lamelar y en las fundiciones en grafito esferoidal.

Las temperaturas de tratamiento se sitúan entre 840 y 930°C y el temple se efectúa en el aceite para evitar las contracciones inter-

nas muy importantes que provocan la ruptura; por consiguiente, el agua y las soluciones salinas se utilizan en los casos de piezas simples y de espesor uniforme. La aptitud de temple de una fundición con grafito esferoidal depende de su composición química. En el rango de composiciones químicas, habituales, el carbono, silicio, manganeso, ejercen una influencia secundaria sobre la actitud de temple. Los elementos de aleación níquel y molibdeno permiten obtener diferentes grados de dureza.

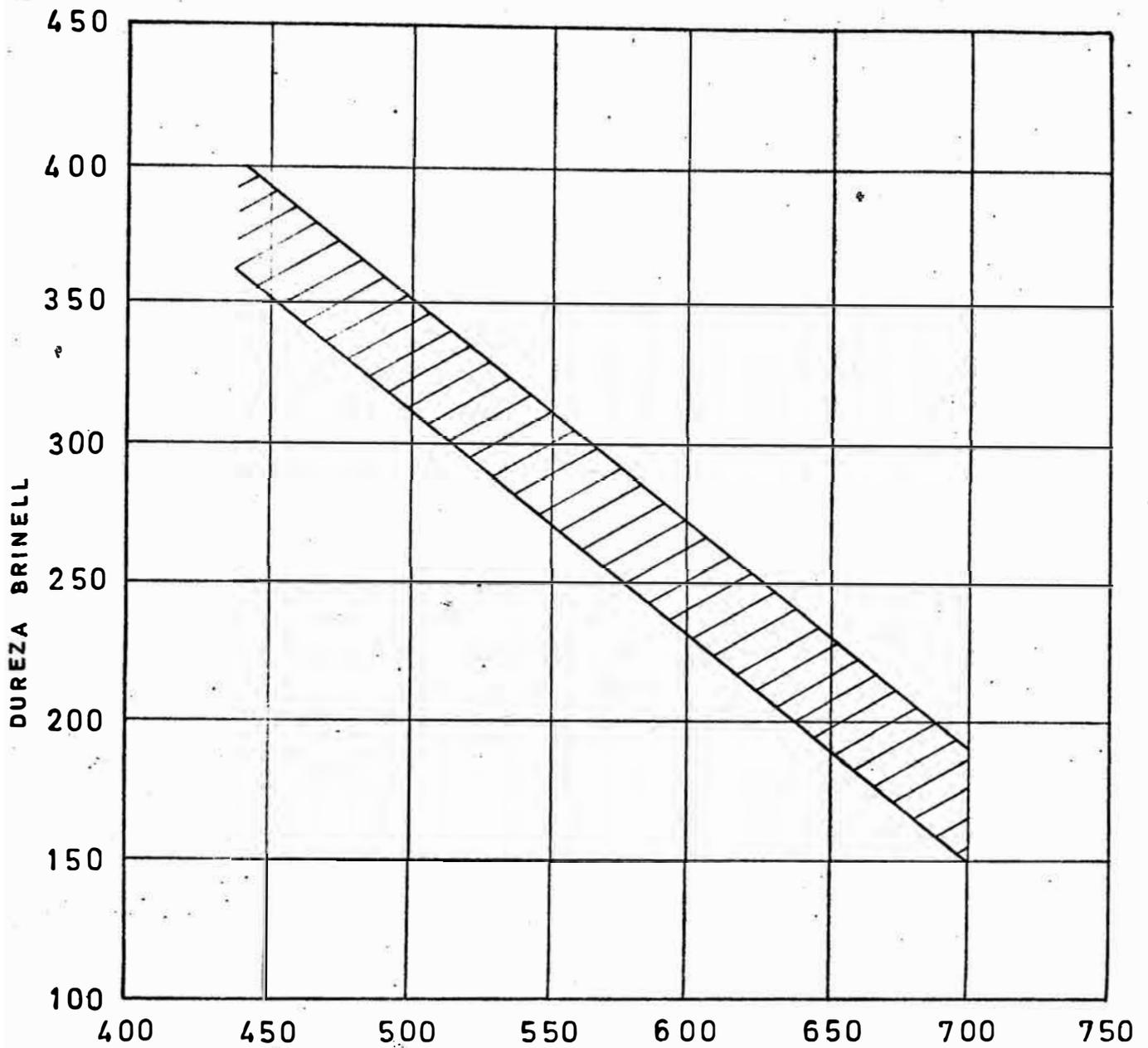
El efecto del revenido está determinado también por la dureza y por la temperatura del tratamiento. Un tiempo de una hora más una hora por cada 25mm. de espesor de buenos resultados. Con un espesor de 25mm. son necesarias dos horas para llegar a los valores indicados en la figura 3-11.

Allí se ve la influencia de la temperatura de revenido sobre la dureza de una fundición con grafito esferoidal templada a 800 grados en el aceite dando una dureza de 570 Brinell. Para las fundiciones aleadas con grafito esferoidal, se requieren temperaturas ligeramente más elevadas para obtener las mismas durezas.

La figura 3-11 muestra el efecto de la temperatura del revenido sobre la dureza de una fundición con grafito esferoidal templada en aceite y revenida. Grosor del metal: 25mm. de diámetro, habiendo estado austenitizada a 370°C durante una hora y después templada en aceite. Dureza Brinell después del temple: 570. Tiempo de revenido: 2 horas.

3.1.7.5 Características Mecánicas.-

La matriz metálica de las fundiciones con grafito esferoidal están generalmente constituidas de ferrita ó de perlita ó bien de los dos constituyentes, asociados según proporciones diversas. Estas



TEMPERATURA DE REVENIDO E °C

DIAGRAMA 3-11

EFFECTO DE LA TEMPERATURA DEL REVENIDO SOBRE LA DUREZA DE UNA FUNDICION CON GRAFITO ESFEROIDAL TEMPLADA AL ACEITE Y REVENIDA, GROSOR DEL METAL: 25MM DE DIAMETRO, HABIENDO ESTADO AUSTENITIZADA A 870°C DURANTE UNA HORA Y DESPUES TEMPLADA EN ACEITE

variaciones pueden ser diferentes cuando la matriz metálica es martensítica ó bainítica ó bien cuando las piezas son templadas ó revenidas.

La composición química de la fundición y la velocidad de enfriamiento de la pieza influyen sobre el porcentaje y sobre la dureza de la ferrita o bien sobre la fineza de la perlita, de la bainita ó de la martensita. Una matriz perlítica fina, da una resistencia a la tracción y una dureza elevada y un alargamiento relativamente débil; con una matriz enteramente ferrítica, el alargamiento se eleva y la dureza baja.

a) Alargamiento.-

En las fundiciones con grafito esferoidal no aleadas ó moderadamente aleadas, la ferrita es el constituyente de estructura que da el porcentaje de alargamiento más elevado, una matriz con predominio de la ferrita puede ser obtenida al estado bruto de colado, pero lo normal es recurrir a un recocido para obtener un alargamiento máximo, sobre todo en las piezas de poco espesor; la resistencia a la tracción y el límite de elasticidad crecen con el tenor de silicio, pero el alargamiento disminuye.

El níquel tiene un efecto similar, pero de menos amplitud. Cada 1 % de níquel, acorta la resistencia a la tracción y el límite de fatiga en 4 Kg/mm^2 .

La dureza del recocido de ferritización aumenta con el tenor de manganeso, pero también disminuye el porcentaje de alargamiento. El tenor de manganeso es por consiguiente mantenido lo más bajo posible. Los elementos estabilizadores de los carburos como el cromo y el vanadio también son desaconsejables cuando se desea un gran alargamiento.

b) Resistencia a la tracción.-

Las resistencias elevadas a la tracción se obtienen generalmente por tratamiento de normalización ó por temple y revenido.

Las características obtenidas por este último método dependen sobre todo de las temperaturas de revenido. La estructura obtenida es sorbítica.

La figura 3-12 da las relaciones entre la resistencia a la tracción, el límite de elasticidad, alargamiento y las durezas de una fundición marténsítica con grafito esferoidal después de templada y revenida.

La dureza y las características mecánicas de una pieza bruta de colado ó que haya sufrido un tratamiento de normalización dependen de la composición química de la fundición y de la velocidad de enfriamiento. El silicio tiende a favorecer la formación de ferrita y el manganeso y el níquel estabilizan la perlita y aumentan su fineza.

Como el porcentaje de silicio es fijo, para precipitar el grafito en forma de esferoides, se puede obtener una estructura perlítica fina aumentando el tenor de manganeso ó de níquel en proporciones variables según la velocidad de enfriamiento. El molibdeno tiene un efecto similar y sobre todo da altas características mecánicas en espesores grandes. El cromo y el vanadio no son buenos porque favorecen la formación de carburos primarios que bajan la dureza y la maquinabilidad.

Las figuras 3-12 y 3-13 muestran las relaciones características entre la resistencia a la tracción, el límite de elasticidad, el alargamiento y la dureza de la fundición con grafito esferoidal,

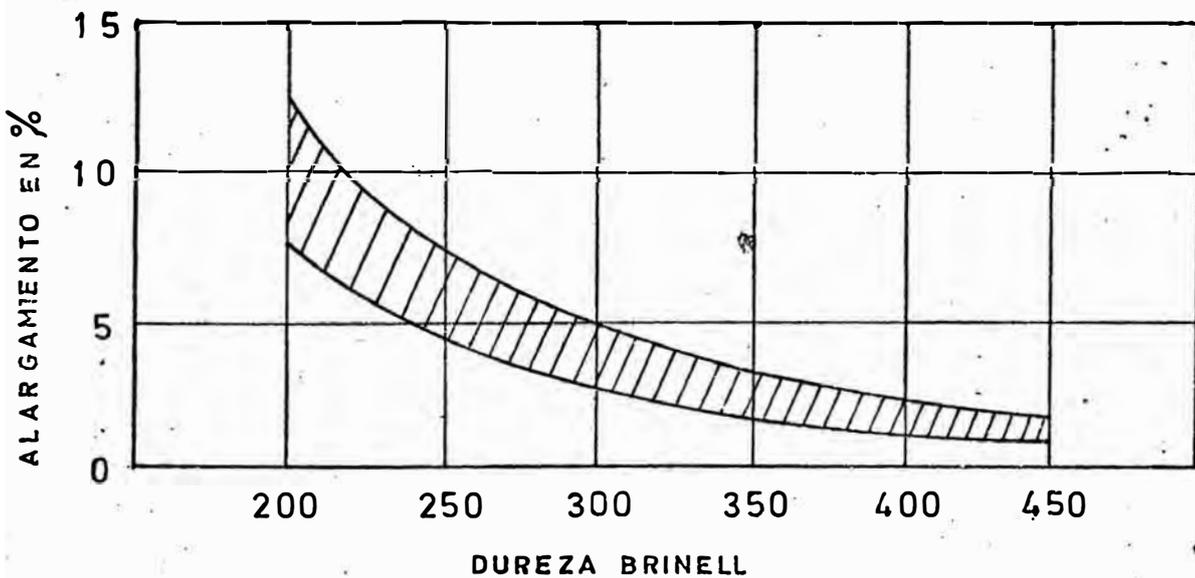
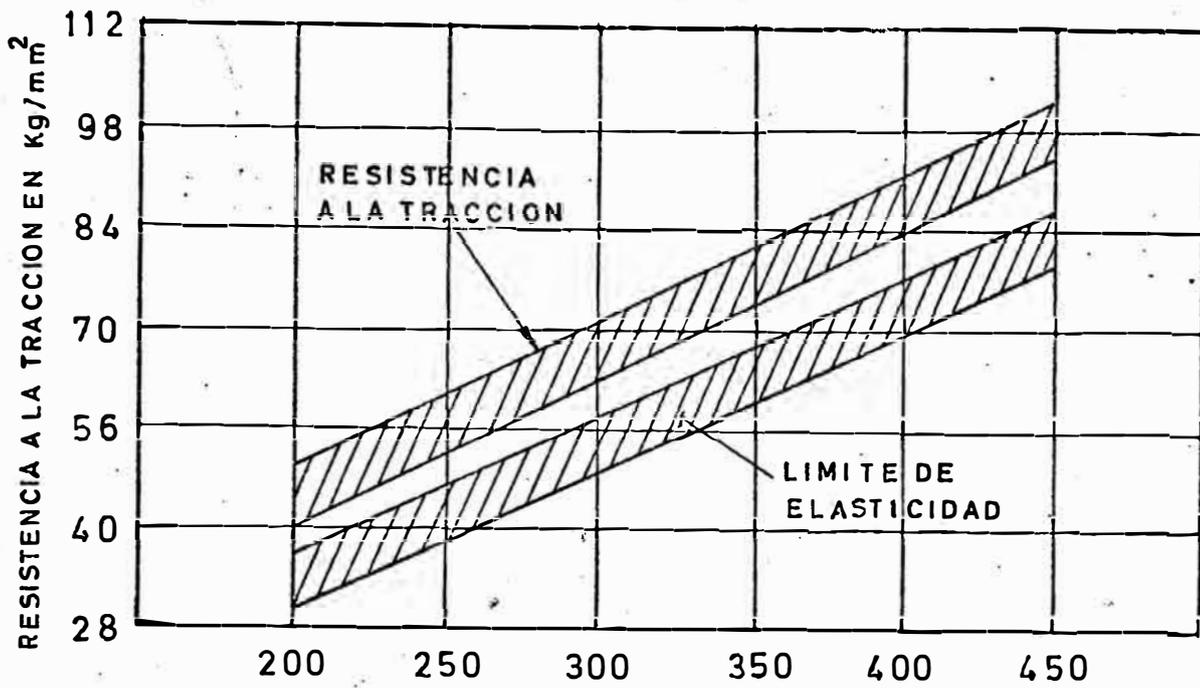


DIAGRAMA 3-12

RELACIONES CARACTERISTICAS ENTRE LA RESISTENCIA A LA TRACCION EL LIMITE ELASTICO EL ALARGAMIENTO Y LA DUREZA DE UNA FUNDICION CON GRAFITO ESFEROIDAL DESPUES DEL TEMPLE Y REVENIDO.

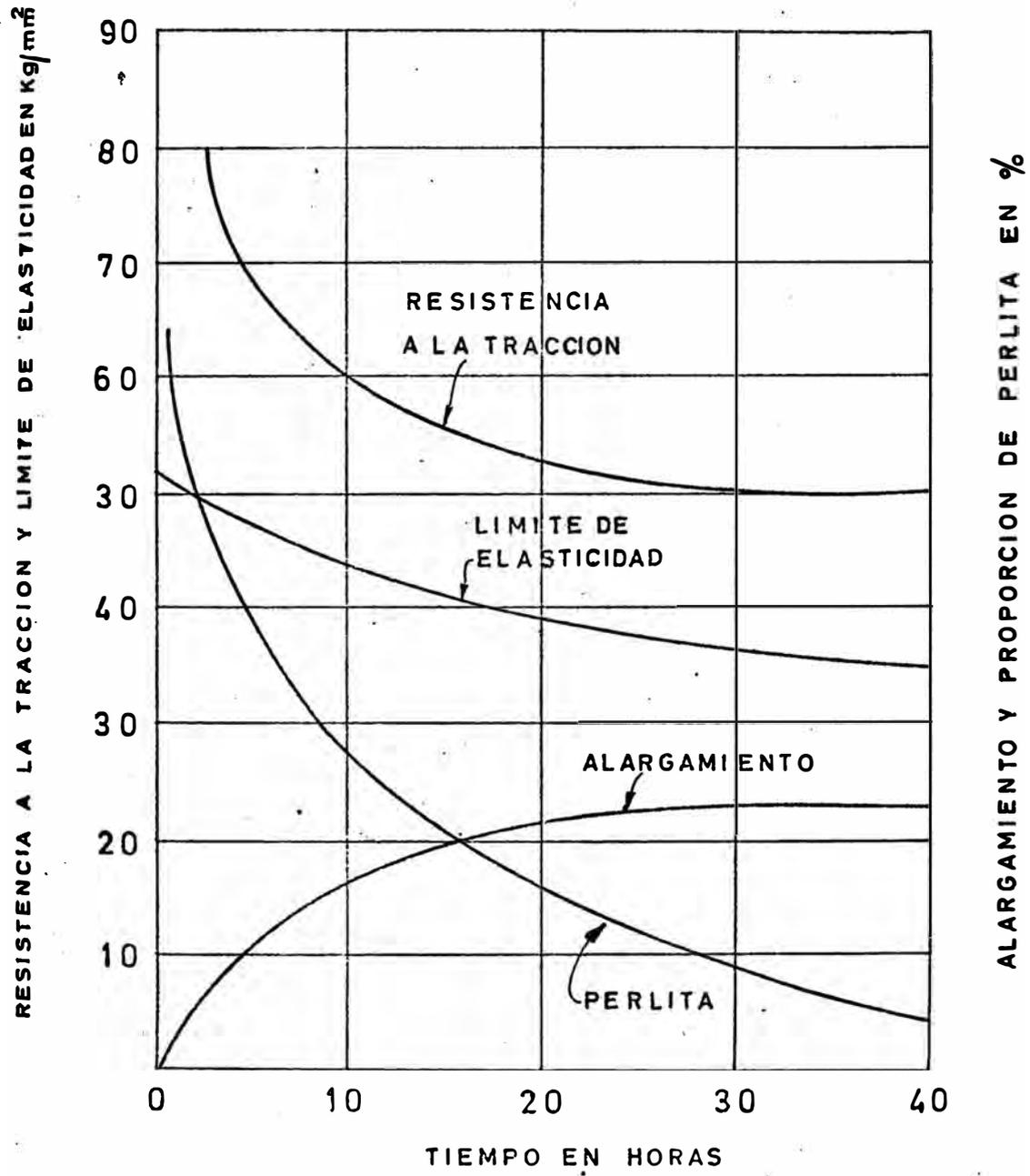


DIAGRAMA 3-13

RELACION ENTRE LA RESISTENCIA A LA TRACCION EL LIMITE ELASTICO, EL ALARGAMIENTO Y LA DUREZA DE LA FUNDICION CON GRAFITO BIFEROIDAL DESPUES DEL TEMPLE Y REVENIDO

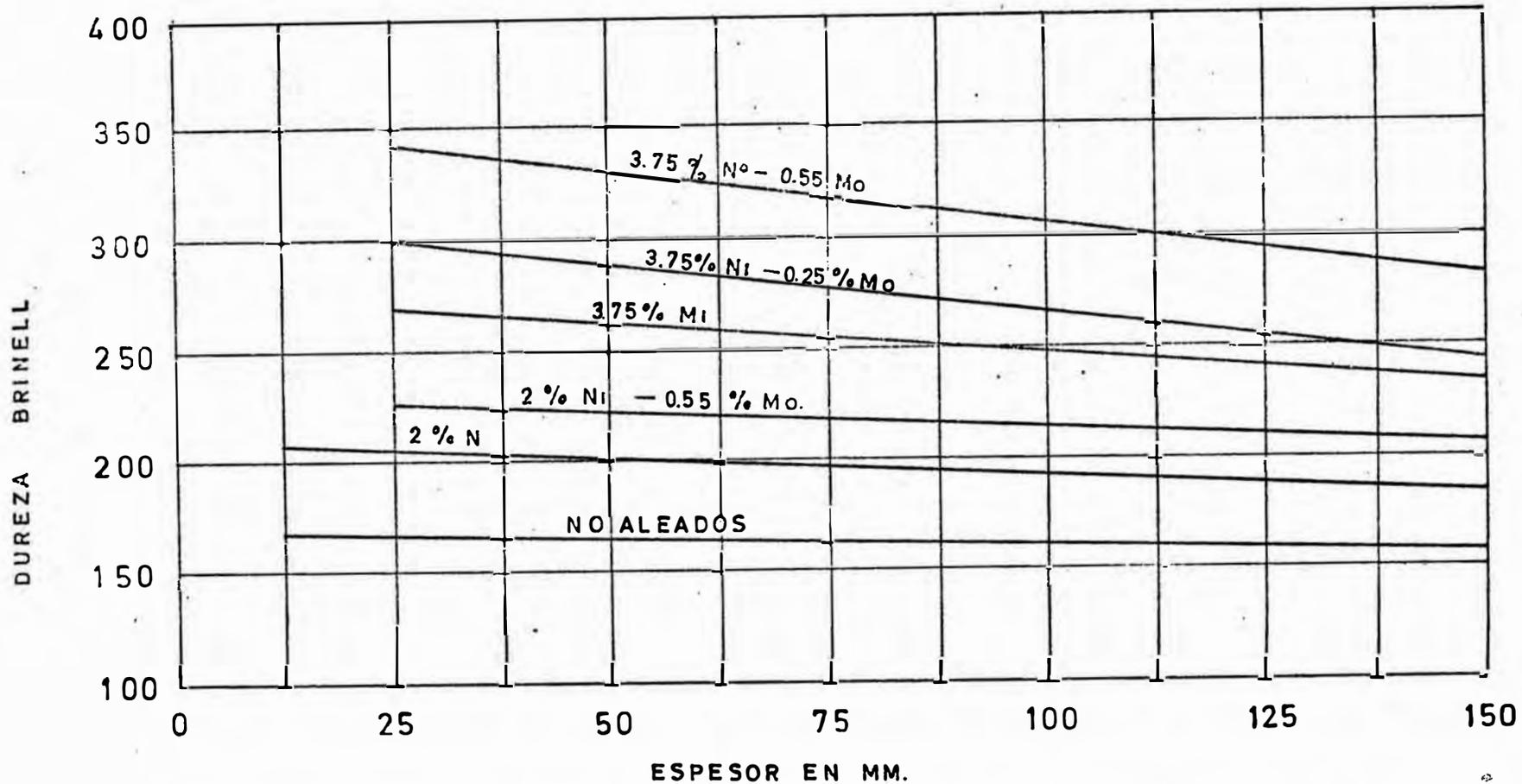


DIAGRAMA 3-14

EFFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION Y DEL ESPESOR SOBRE LA DUREZA DE LAS FUNCIONES CON GRAFITO ESFEROIDAL AL ESTADO BRUTO DE COLADO

después del temple y revenido.

La adición simultánea de níquel y de molibdeno en proporciones determinadas, permiten obtener la estructura bainítica con características mecánicas muy elevadas. Estas proporciones dependen del espesor de las piezas, de las condiciones de enfriamiento, de la dureza y de las características mecánicas deseadas. La figura 3-14 muestra la influencia de la dureza con pequeñas adiciones de níquel y de molibdeno.

c) Módulo de elasticidad.-

El módulo de elasticidad en tracción y en compresión, no está influenciado por el tratamiento térmico, la estructura de la matriz, el espesor de la pieza ó la composición química, pero si está influenciado por el tenor en grafito; la influencia del grafito reposa esencialmente sobre el hecho que este constituyente disminuye la sección resistente de una pieza; de esta forma las fundiciones con débil tenor en grafito dan valores más elevados para el módulo de elasticidad que las fundiciones con alto tenor en grafito.

d) Estabilidad de la estructura.-

La estructura de las fundiciones perlíticas con grafito esferoidal es estable hasta 430°C más ó menos. A temperaturas más elevadas como 820°C , la perlita se disocia en ferrita y en grafito, este último elemento se deposita en la forma de esferoides de grafito. La perlita grafitiza más rápido encima de 540°C y está completamente grafitizada manteniéndola 100 horas a la temperatura de 650°C ó 40 horas a 750°C . Encima de 810°C , la estructura se transforma en austenita y en grafito. Cuando el metal se somete a un enfriamiento posterior hasta la temperatura ambiente, los esferoides de grafito se reparten en una matriz que, según la velocidad de en-

friamiento está constituida enteramente de ferrita, de perlita, ó de una yuxtaposición de las dos estructuras. Tenores elevados en silicio y un enfriamiento lento, favorecen la ferritización de la ferrita (como por ejemplo, en un recocido de ferritización).

Un tenor creciente en manganeso y un enfriamiento más rápido, por ejemplo al aire, (tratamiento de normalización), aumenta la cantidad y la fineza de la perlita. Con temperaturas inferiores al inicio de la austenitización (810°C) disminuye la cantidad de carbono combinado y por consiguiente la cantidad de perlita.

Las fundiciones con 2.5 % de silicio, ferritizan por recocido y son estables hasta 810°C , temperatura a la cual comienza la transformación de la ferrita en austenita. Esta temperatura se eleva con el tenor en silicio; por ejemplo, la transformación comienza a 870 grados para una fundición con 4 % de silicio.

e) Resistencia al choque térmico.-

Las fundiciones con grafito esferoidal con tenor normal en silicio de 2.5 % ofrece la mejor resistencia al choque térmico y las fundiciones ferríticas que contienen de 4 a 6 % de silicio tienen una resistencia al choque térmico relativamente baja. Por ejemplo, una fundición ferrítica con 4.8 % de silicio, presenta fisuras importantes después de tres calentamientos rápidos a 680°C . La resistencia al choque térmico más elevada se obtiene con una matriz enteramente ferrítica que tenga un porcentaje en silicio inferior a 2 % y un porcentaje en fósforo inferior a 0.05 %.

Las fundiciones con grafito esferoidal son perfectamente recomendadas para la fabricación de cilindros laminadores, que son sometidos a severos choques térmicos que pueden provocar la formación de fisuras; y si éstas se producen, los esferoides de grafito detienen

su progresión en la masa.

3.1.7.6 Temples Isotérmicos.-

1) Temple Bainítico.- (austempring)

La estructura obtenida es la bainítica. La temperatura del baño de temple está comprendida entre la temperatura mínima de transformación de la austenita en perlita y la temperatura máxima de transformación de la austenita en martensita.

La figura 3-15 muestra el esquema del tratamiento, el baño de temple está constituido de sales fundidas, de aceite ó de plomo.

2) Temperatura de calentamiento.-

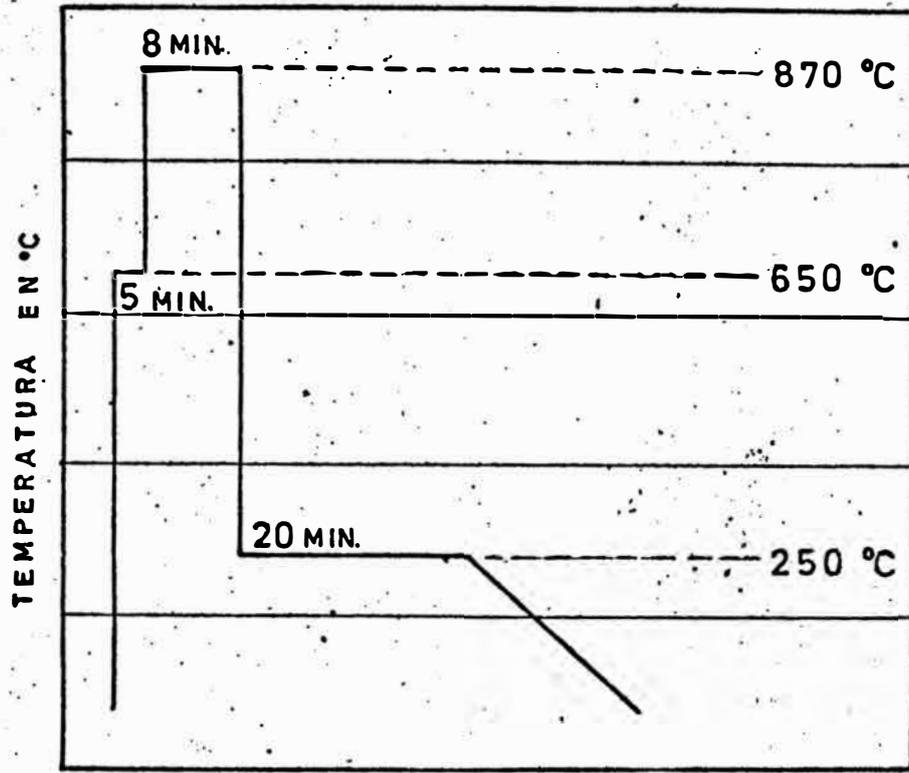
Como para toda operación de temple, las piezas son calentadas a temperaturas situadas en el rango austenítico, por consiguiente entre 760 y 900°C , a razón de 20 minutos por cada 25mm. de espesor.

3) Temperatura del baño.-

La temperatura del baño de temple depende de las características mecánicas deseadas y del tenor de elementos de aleación. La figura 3-13 anterior, da las durezas obtenidas según la temperatura del baño. La fundición gris con grafito esferoidal, está habitualmente templada en baños de sal, aceite ó plomo, a temperaturas comprendidas entre 230 y 425°C . Cuando el tratamiento es para obtener principalmente dureza, y resistencia al desgaste, las temperaturas son mantenidas entre 230 y 290°C .

4). Tiempo de la pieza en el baño de sal.-

El tiempo está determinado, por la transformación lo más completa



REPRESENTACION ESQUEMATICA DE UNA TRANSFORMACION BAINITICA

FIG 3-15

posible de la bainita, por la temperatura del baño y la composición química de la fundición. La influencia de la dimensión del grano no tiene mucha importancia, pero el efecto de la composición química si es importante. Las adiciones de elementos tales como el níquel, cromo, molibdeno, aumentan el tiempo exigido para la transformación, pero permite entre otras ventajas evitar la formación de perlita. En la práctica el mejor método para fijar el tiempo de mantenimiento es el siguiente:

Determinar la temperatura del baño de temple basándose en la dureza final deseada.

Ensayar probetas con durezas diversas y elegir el tiempo que permite llegar a las características deseadas.

Los grandes espesores exigen un mantenimiento de temperatura más prolongado que las secciones pequeñas, pero esta diferencia puede ser atenuada por la gran conductibilidad térmica del baño de sal ó de plomo.

Un ejemplo del proceso "Austempering" es el tratamiento térmico de camisas de cilindros en fundiciones moderadamente aleadas de la siguiente composición química:

Carbono total	:	3.20 - 3.50 %
Silicio	:	2.00 - 2.60 %
Manganeso	:	0.60 - 0.90 %
Ni - Cr - Mo - Cu	:	1.40 - 1.50 %

Las camisas son previamente estabilizadas en un horno a 675°C y enseguida calentadas en otro horno a 815 - 840°C durante 8 minutos para ser austenitizadas, después son puestas en un baño de sal a 230 - 315°C durante 30 minutos.

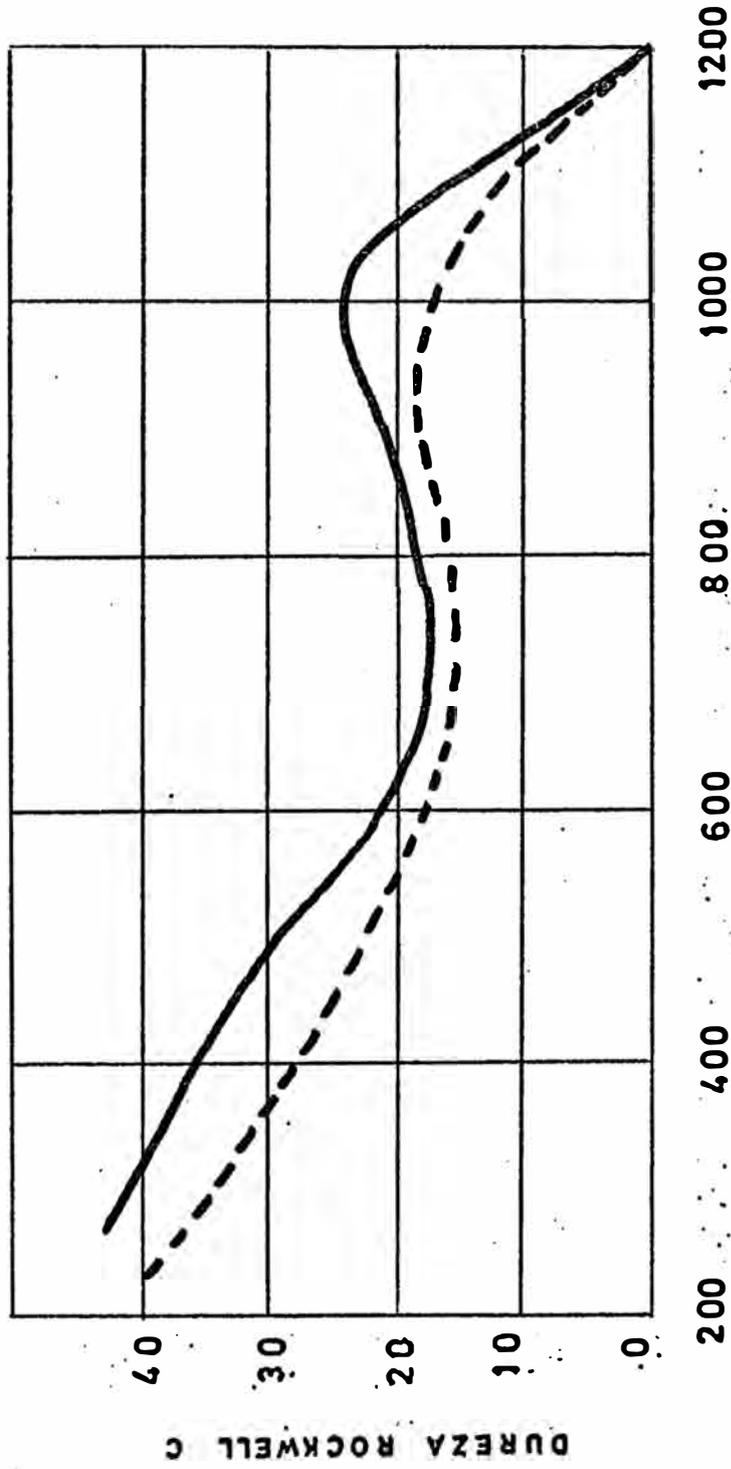
3.1.7.7 Temple isotérmico martensítico (Martempering).-

El temple isotérmico martensítico es utilizado para obtener la estructura martensítica por un enfriamiento menos brusco que el temple directo, a fin de evitar los riesgos de deformación ó ruptura. De toda forma después del temple la fragilidad relativa de la martensita subsiste, y es necesario recurrir a un revenido. La figura 3-17 muestra el tratamiento. El baño está constituido de sales fundidas, de aceite o de plomo, las temperaturas están comprendidas entre 205 y 260°C; intervalo de temperaturas situadas encima de la transformación martensítica de la mayor parte de las fundiciones grises no aleadas. Como la temperatura es uniforme en toda la pieza, ésta sale del horno y se enfria hasta la temperatura ambiente. En este último enfriamiento se produce la transformación martensítica.

Este segundo proceso es también empleado para el tratamiento térmico de camisas de cilindro. La composición química es la siguiente:

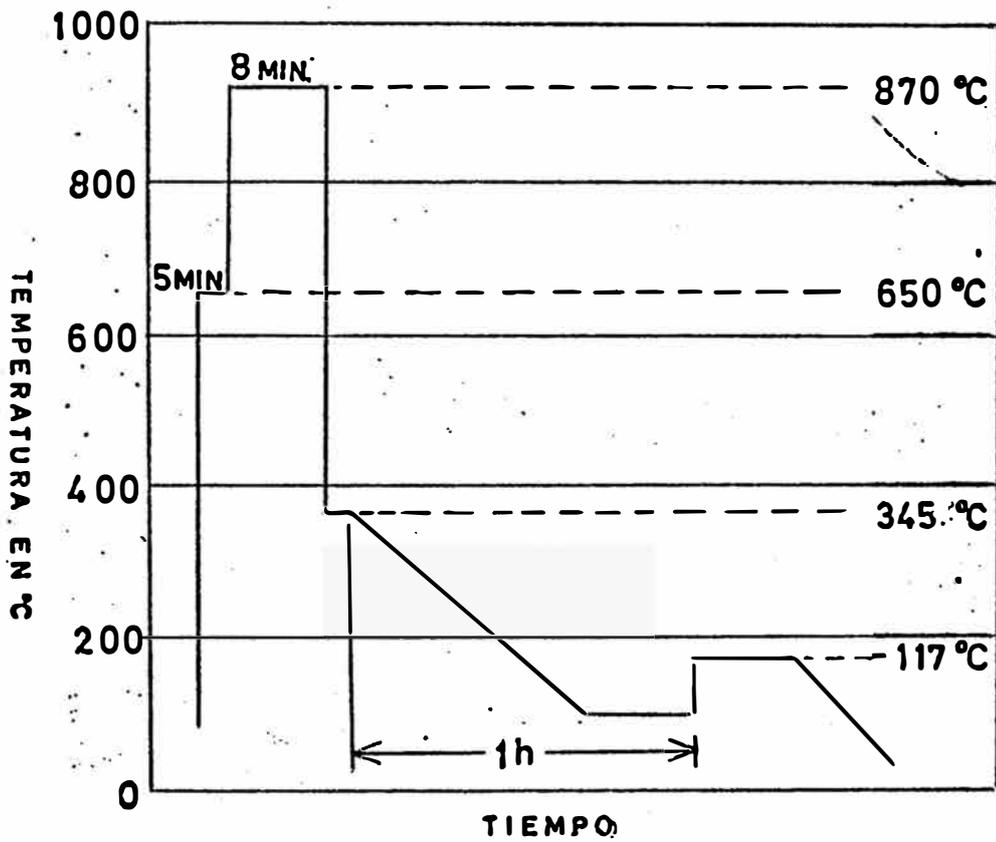
Carbono total	= 3.25 - 3.50 %
Silicio	= 2.05 - 2.55 %
Manganeso	= 0.55 - 0.60 %
Cobre	= 1.00 - 1.50 %
Cromo	= 0.55 - 0.80 %
Níquel	= 0.10 - 0.25 %
Azufre	= máx. 0.12 %
Fósforo	= máx. 0.25 %

Estas camisas son precalentadas a 650°C durante 5 minutos, a fin de reducir las tensiones y después son calentadas a 860°C durante 8 minutos y enseguida templadas en un baño de sal a 345°C y finalmente enfriadas al aire durante una hora antes del revenido final



3-16

TEMPERATURA DEL BARO DE SAL EN °C



REPRESENTACION ESQUEMATICA DE UN ENDURECIMIENTO POR TEMPLE ISOTERMICO.

de 175°C. La dureza de estas camisas llega a 50 Rockwell C. Para obtener una estructura enteramente martensítica, es necesario que el enfriamiento en el momento de las temperaturas de transformación sean uniformes y que el tiempo en el baño sea justo para que la temperatura sea igual en todos los puntos de la pieza antes del enfriamiento. La velocidad de enfriamiento depende de la forma y de las dimensiones de la pieza y es a veces difícil obtener después del temple isotérmico una estructura enteramente martensítica.

Características mecánicas obtenidas.-

Para una misma dureza, las piezas que han sido sometidas a un tratamiento de temple isotérmico pueden tener una resiliencia y una resistencia al desgaste ligeramente superior a la de las mismas piezas que hayan sido sometidas a un temple directo. Por consiguiente para una misma fundición inicial, la dureza obtenida después del tratamiento isotérmico es inferior a la obtenida después de un temple directo como lo muestra la figura 3-11 relativa a una fundición moderadamente aleada al níquel. La figura 3-18 muestra las variaciones de la dureza en función de la estructura para una fundición de la siguiente composición química:

Carbono total	=	3.50 %
Silicio	=	2.80 %
Manganeso	=	0.55 %
Fósforo	=	0.40 %

Naturalmente estas variaciones dependen de la composición química de la fundición. La dureza depende del temple. La estructura bainítica es menos dura que la estructura martensítica; pero después del revenido, estas durezas pueden ser comparables. Por ejemplo, una fundición con bajo silicio con una dureza de 555 Brinell des-

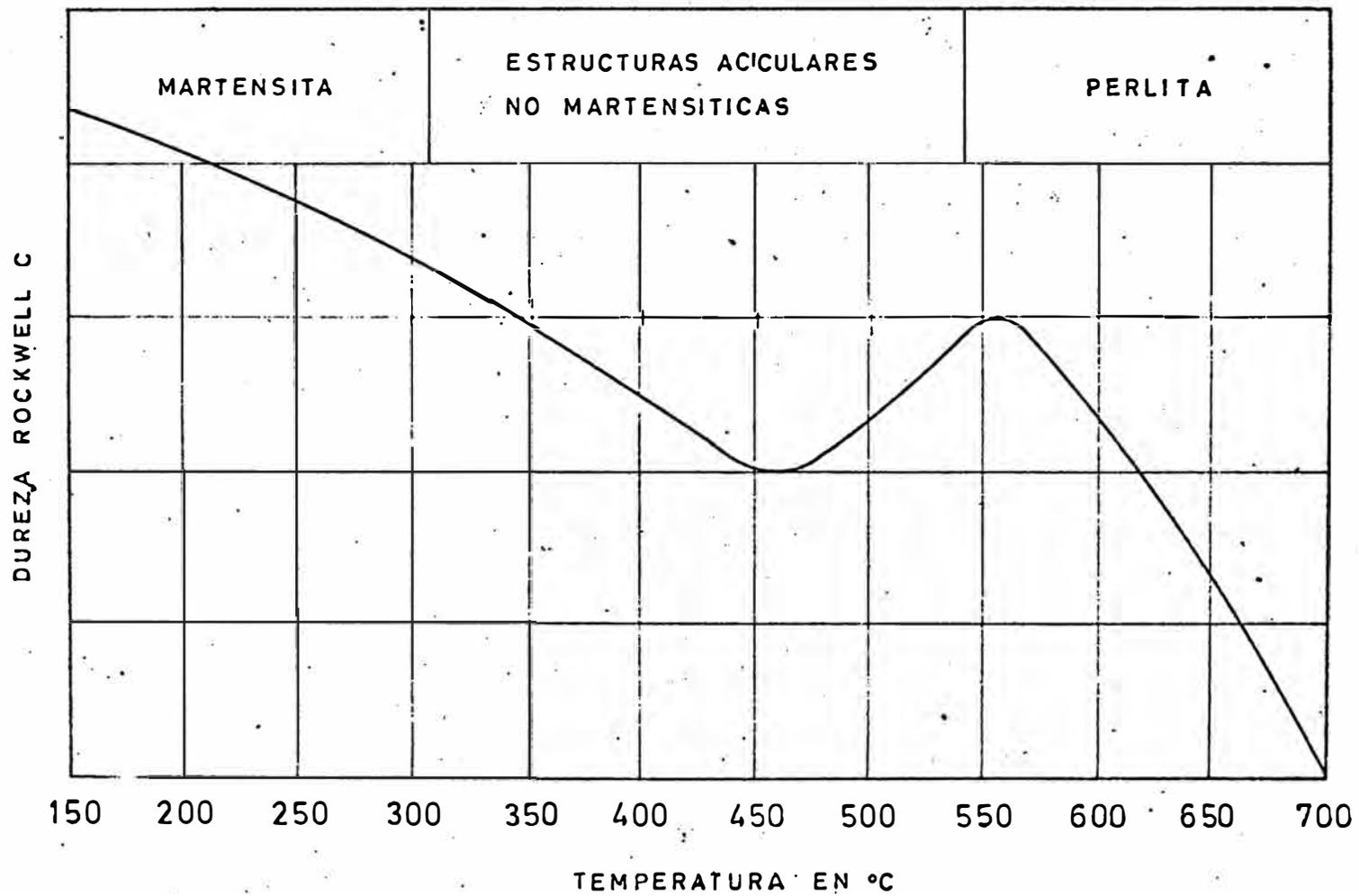
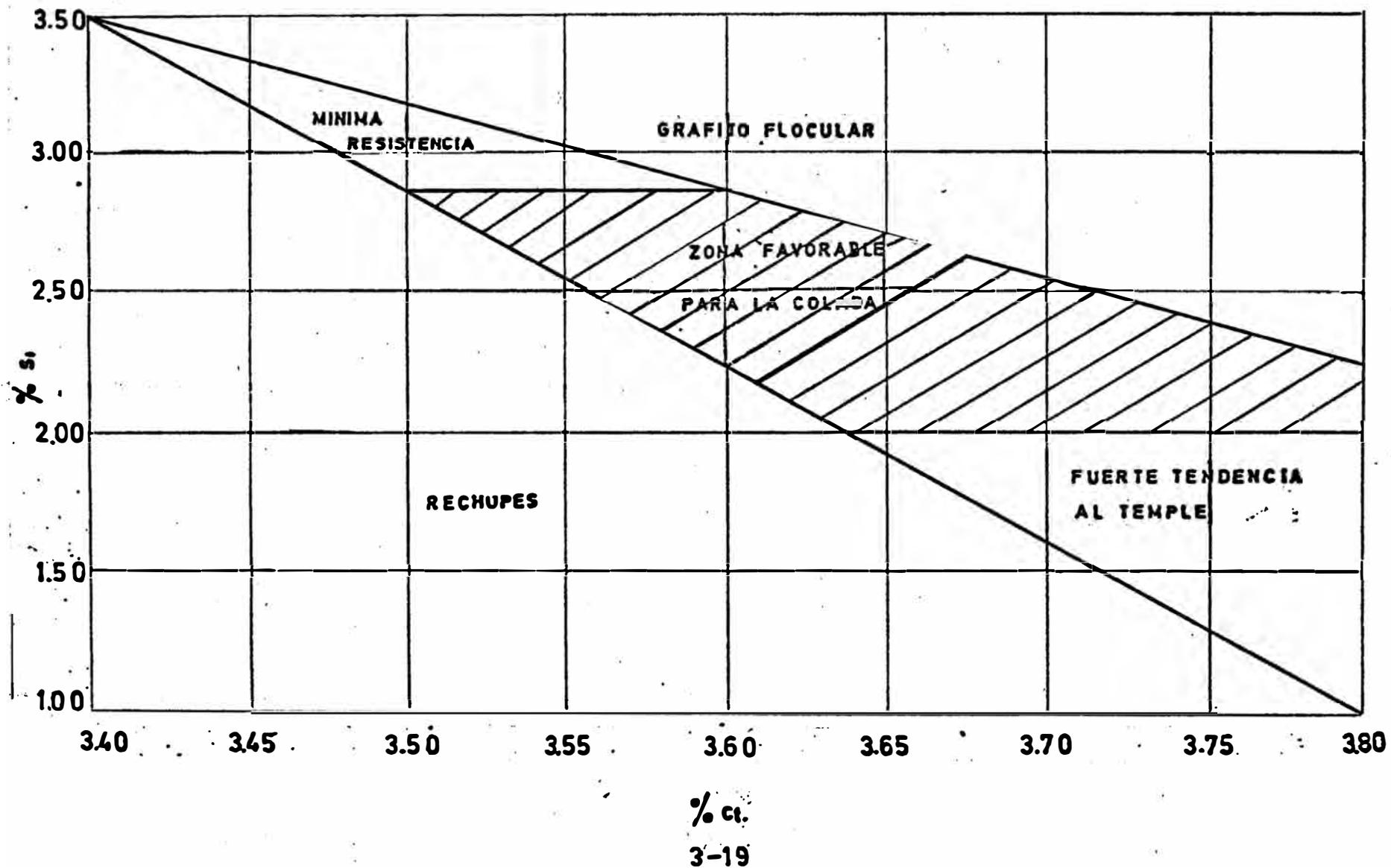


FIG 3-18



SELECTOGRAMA PARA FUNDICIONES NODULARES

pués del temple isotérmico martensítico (Temperatura mantenida a 260°C durante un minuto) y de 445 Brinell después de un tratamiento bainítico (temperatura mantenida a 275°C durante una hora) pero después de un revenido de 30 minutos a 390°C la fundición martensítica tiene la misma dureza que la fundición bainítica pero su resiliencia es menos elevada.

C A P I T U L O I V

4.0.0.0 LAS FUNDICIONES ACICULARES

4.0.1.0 Generalidades.-

Las fundiciones aciculares son fundiciones grises al níquel y al molibdeno, estos elementos dan a la matriz una estructura en forma de agujas llamadas aciculares ó bainíticas.

Las ventajas del níquel y del molibdeno son: mayor dureza, pero que permite el maquinado, regularidad de las propiedades en las diferentes secciones, altas características mecánicas. Las transformaciones en el enfriamiento de la austenita en las fundiciones puede ser representada gráficamente por el establecimiento de curvas en "S", según el método Davenport y Bain para los aceros. La figura 4-1 da la curva de transformación con 50 % de una fundición ordinaria. La curva tiene un pico en los 600 grados centígrados. En esta región la transformación se produce rápido y da en temperaturas decrecientes perlita en lamelas gruesas, perlita lamelar fina y sorbita. La transformación martensítica tiene lugar a temperaturas más bajas y se inicia en los 220°C. Existe una zona intermedia entre 500 y 300°C, el resultado de la transformación se llama bainita.

Como explicar que la estructura acicular ó bainítica no aparecen generalmente en las fundiciones no aleadas y se manifiesta solamente en condiciones bien determinadas de composición y de enfriamiento. Esto se explica porque el níquel y el molibdeno deforman las curvas en S en un sentido favorable a la aparición de la bainita:

El doctor Everest ha dado cuatro curvas en S de fundición (Fig.4-2)

1) Sin adición

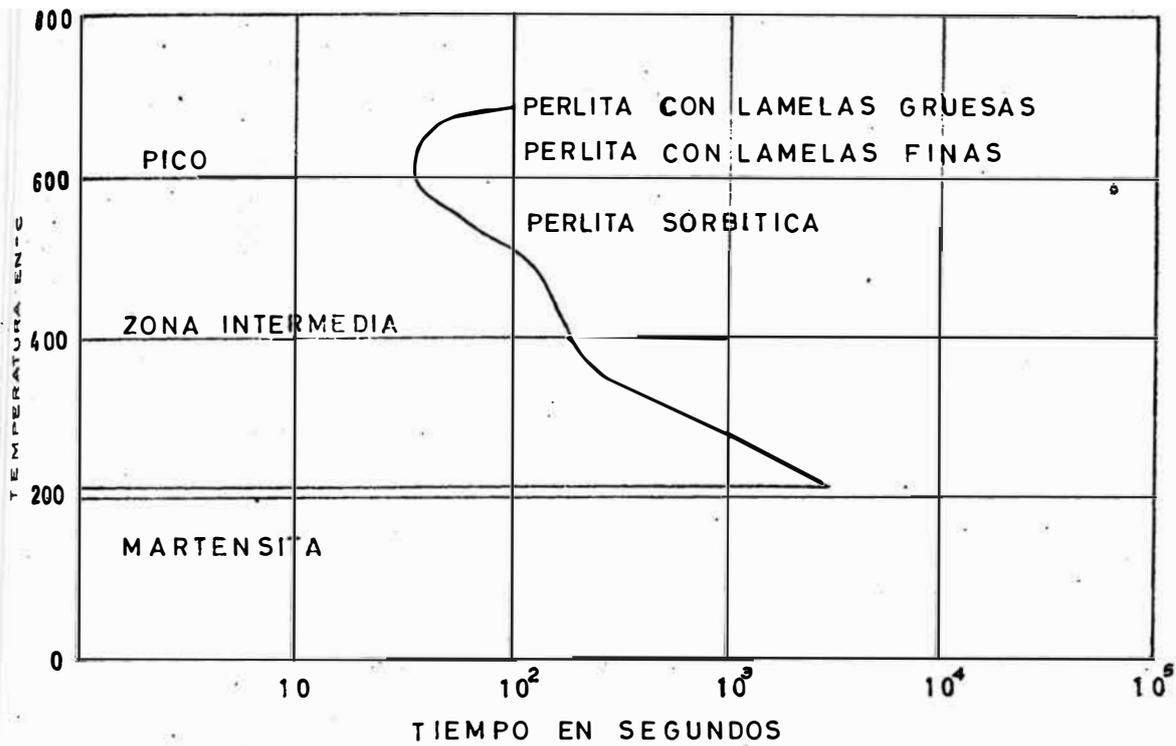


DIAGRAMA 4-1

CURVA EN S SIMPLIFICADA TIEMPO NECESARIO PARA LA TRANSFORMACION 50 % DE LA AUSTENITA FUDICION ORDINARIA (C 2.5%; Si 2.5 %; Mn 0.85%)

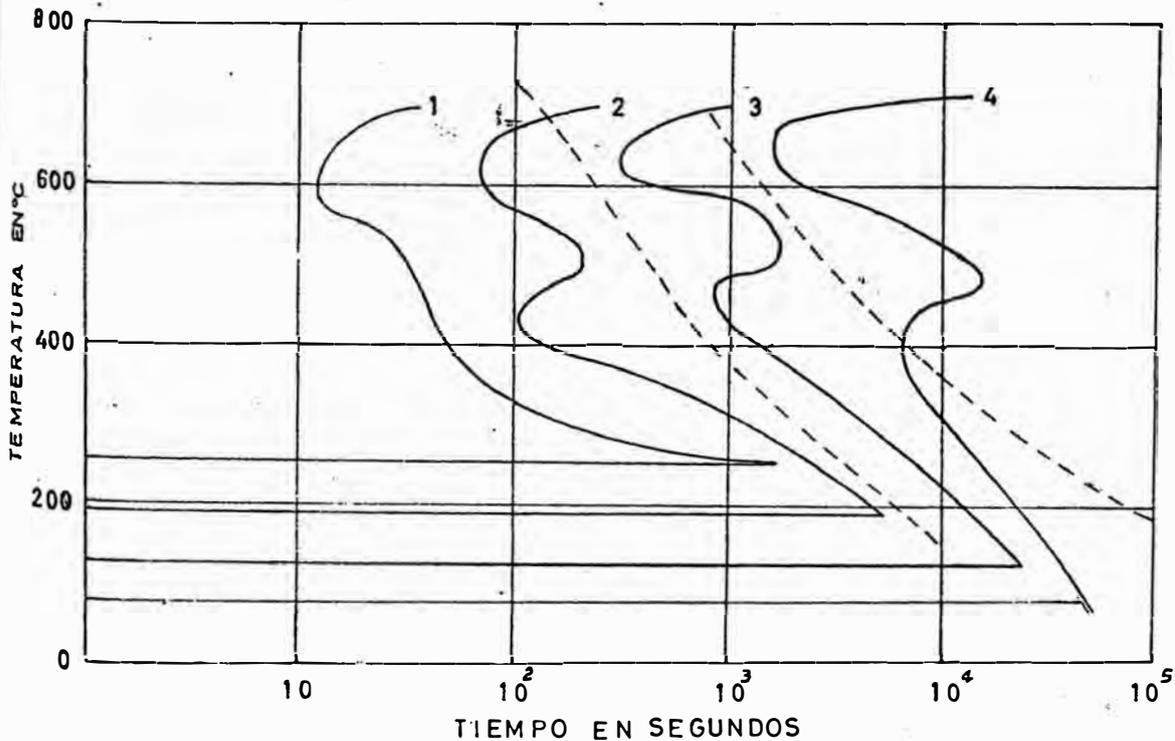


DIAGRAMA 4-2

CURVAS EN S SIMPLIFICADAS TIEMPO NECESARIO PARA LA TRANSFORMACION DE 50 % DE LA AUSTENITA

	C	Si	Mn	Ni	Mo
1	2,5	2,5	0,85		
2	2,5	2,5	0,85		1
3	2,5	2,5	0,85	2	1
4	2,5	2,5	0,85	4	1

- 2) con 1 % de molibdeno
- 3) Con 1 % de molibdeno y 2 % de níquel
- 4) Con 1 % de molibdeno y 4 % de níquel

El efecto del molibdeno y del níquel es de desplazar el pico de las curvas en S hacia la derecha y de hacer aparecer una segunda en la zona intermedia. Las dos líneas puntiagudas representan la ley de enfriamiento, una en moldes de espesores medianos (40 a 60 mm.) y la otra en moldes de espesores gruesos (150 a 200 mm.).

Vemos que la curva de enfriamiento de moldes de espesores medianos se aproxima al pico de la perlita de las curvas 1 y 2. Esto significa que con esta ley de enfriamiento, las fundiciones no aleadas y las fundiciones con 1 % de molibdeno tendrán estructuras perlíticas. Pero no será lo mismo para las fundiciones de la curva 3, con 1 % de molibdeno y 2 % de níquel. La curva en S será cortada en la zona intermediaria y la estructura no será perlítica, pero sí bainítica. De la misma forma se ve que con moldes gruesos, la composición con 1 % de molibdeno y 4 % de níquel, es necesaria para obtener la estructura acicular. Cuanto más lenta sea la velocidad de enfriamiento se necesitará más níquel. Hay que notar que la escala de los tiempos es logarítmica, es decir, que la influencia retardatriz del níquel sobre la formación de la perlita es mayor que proporcional al tenor.

La velocidad de enfriamiento depende de muchos factores: temperatura de colada, temperatura del molde, material del molde y sobre todo el trazo del modelo, particularmente espesor y masa. En la práctica, el espesor da una indicación aproximada para el tenor en níquel.

Espesor del modelo	Tenor en níquel
13 - 38 mm.	1 a 1.4 %
39 - 63 mm.	1.8 a 2.2 %
64 - 101 mm.	2.4 a 2.8 %
102 - 178 mm.	3.0 a 3.5 %
170 - 254 mm.	3.6 a 4.5 %

El tenor en níquel ha sido mantenido entre 0.8 y 1 %. Con la experiencia se puede hacer algunas correcciones. Si hay mucha perlita, se aumentará el tenor en níquel para obtener una estructura completamente acicular, si hay mucho níquel, la micrografía dará agujas puntiagudas de tinte oscuro después del ataque en una masa de austenita residual. Esto prueba que la transformación ha sido efectuada lentamente, es decir, a una temperatura inferior a la temperatura óptima.

La dureza puede servir igualmente de guía. Si es inferior a 260 Brinell, es probable que haya un poco de perlita y es necesario aumentar el tenor en níquel. Si la dureza es superior a 320 Brinell, hay demasiado níquel.

4.0.2.0 Fundición Base.-

Las cargas de ruptura más elevadas se obtienen con fundiciones de bajo carbono, pero son poco fluidas y tienen una gran contracción. El tenor óptimo de carbón es 3 %. En las fundiciones perlíticas el tenor en silicio debe ser mantenido bajo para impedir la formación de ferrita libre. Pero en las fundiciones aciculares, esta eliminación es inútil. Un tenor elevado en silicio es ventajoso. En todos los casos es necesario hacer una inoculación para evitar

problemas con el grafito.

Rote y Wood han encontrado que ciertas piezas que después de las adiciones deberían ser aciculares, eran perlíticas y sus propiedades mecánicas inferiores a las esperadas. El análisis mostró que los resultados anormales se debían a tenores muy elevados en fósforo. Para tenores en fósforo comprendidos entre 0.34 % y 0.58 %, las estructuras son enteramente perlíticas. Para tenores en fósforo inferiores a 0.14 las piezas son enteramente aciculares.

En las fundiciones aciculares, el tenor en fósforo debe estar limitado a un máximo de 0.15 % y de preferencia 0.12 % y debe ser lo más bajo posible.

El cobre desplaza las curvas en S hacia la derecha. En esta relación interviene como el níquel pero tiene el inconveniente de retardar la transformación en la zona intermedia y no en la zona de temperaturas elevadas. Por esta razón el cobre tiene más tendencia que el níquel a favorecer las estructuras martensíticas. Por otra parte, la solubilidad del cobre en el hierro está limitada a 1.5 %.

Las composiciones químicas más adecuadas para ese tipo de fundición acicular son las siguientes:

Carbono	2.9	3.1 %
Silicio (comprendido 0.4 a 0.7 por inoculación).	2.6 a 2.0	(espesores hasta 75mm.) 2.0 a 1.6 (espesores mayores de 75mm).
Manganeso	0.8	a 1.2
Fósforo	0.15	máximo absoluto
Azufre	0.15	máximo

Cromo	0 hasta 75mm. de espesor 0.25 máx. hasta 150mm. de espesor 0.50 máx. en espesores mayores de 150mm.
Molibdeno	0.8 a 1.0 %
Níquel	1.0 a 4.5

4.0.3.0 Elaboración.-

La fusión puede ser efectuada en cubilote, crisol, horno rotativo ó en horno eléctrico. En el cubilote es necesario evitar la contaminación por el fósforo.

Las cargas para fundición acicular deben contener los elementos siguientes: Chatarra de acero (30 a 60 % de la carga); arrabio con bajo tenor en fósforo, mazarotas en fundición acicular, adición y ferroaleaciones. El níquel es cargado en la forma de fundición al níquel, ó de níquel. El molibdeno se carga en la forma de óxido de molibdeno ó en pedazos de ferro-molibdeno.

Ejemplo de una carga usada en la fundición de un motor Diessel:

Chatarra de acero	:	35 %
Fundición afinada (5 % Mo)	:	15 %
Arrabio bajo fósforo	:	20 %
Retornos	:	30 %

Adición de ferro-silicio, ferro-manganeso y lingotes de níquel.

La marcha del cubilote debe permitir una fusión rápida y abastecer de metal de composición uniforme y a temperatura elevada. La fundición en el canal de salida del cubilote debe tener entre 0.8 a 1.0 % de molibdeno, el tenor en níquel será bajo teniendo en cuenta la cantidad de moldes a colar.

La fundición utilizada para los moldes delgados de la serie necesita solamente la adición de un inoculante conveniente, pero para los moldes más gruesos, es necesario una adición suplementaria de níquel. Esta adición es pequeña; por ejemplo: si los espesores varían de 38 a 10mm., la máxima adición de níquel será 1 %.

El inoculante puede ser el ferro-silicio, el silicio, el calcio-silicio, ó cualquier otro compuesto exotérmico. Si la fusión se hace en crisol, en horno rotativo ó en horno eléctrico, las cargas se deben modificar reduciendo las proporciones de acero para llegar al tenor ideal en carbono. Como el metal se mantiene largo tiempo sobre calentado, es necesario proveer una inoculación particularmente eficaz.

4.0.4.0 Moldeo y colada.-

El moldeo no presenta dificultades especiales como para todas las fundiciones de calidad, las condiciones favorables son: metal caliente y fluido, moldes limpios, colada limpia por ataques bien ubicados, con mazarotas eficaces.

Normalmente se deja enfriar las piezas hasta la temperatura ambiente, pero en general, la pieza debe ser desmoldeada a una temperatura inferior a los 300°C. Como la velocidad de enfriamiento al estado sólido, es un factor esencial y como la transformación en la zona intermedia es lenta, las piezas de espesores gruesos y uniformes representan el ideal para la obtención de fundiciones aciculares. Cuando se tiene que fundir una pieza de espesores diferentes, la composición química a elegir es la que dará una fundición acicular en la zona más importante. Si es en la parte más delgada de la pieza, las otras secciones tendrán un poco de perlita y no se tendrán resultados óptimos. Por otra parte si la zona vital es la más gruesa, un revenido posterior será necesario para hacer

maquinables las secciones más delgadas.

Hay que remarcar que las variaciones encontradas en los trazos normales no presentan dificultades graves y esto es porque el rango de las temperaturas de transformación intermedia (500-300°C) está situada en un punto bastante bajo.

En el caso de piezas con un espesor de pared inferior a 13mm. de espesor, es mejor retirarlas del molde al rojo vivo y ubicarlas directamente en un horno a 450°C y mantener esta temperatura durante un tiempo de más ó menos 10 horas. El mismo tratamiento se puede aplicar a las piezas de secciones no uniformes y se exige que toda ella tenga estructura completamente acicular.

4.0.5.0 Tratamiento térmico.-

Las fundiciones aciculares se les trata térmicamente mediante un revenido a baja temperatura, principalmente cuando hay un exceso de metales de adición. La dureza es superior a 320 Brinell y la fundición se vuelve difícil de maquinar. Un revenido a 300 - 350°C, durante seis horas más una hora suplementaria por cada 25mm. de espesor seguido de un enfriamiento lento mejora mucho la maquinabilidad, sin cambiar la dureza Brinell, cuando se desea tener una carga de ruptura máximo de dureza maquinable, conviene poner un exceso de níquel y después hacer el revenido.

La resistencia al choque mejora cuando la estructura es completamente acicular y producida al estado bruto de colado.

4.0.6.0 Propiedades mecánicas.-

Las propiedades mecánicas varían según la estructura, el tratamiento térmico, la cantidad de grafito y su forma. La carga de ruptu-

ra de las fundiciones aciculares con grafito lamelar al estado bruto de colado va de 40 a 55 Kg/mm² y la influencia del espesor es mínima, añadiendo un exceso de níquel y haciendo un revenido, la carga de ruptura puede llegar a 63 Kg/mm² y aún más. La resistencia al choque de las fundiciones aciculares es generalmente el doble de las buenas fundiciones perlíticas, esta resistencia al choque varía de 4.1 a 6.2 Kgm. Este valor es inferior en las piezas coladas con un exceso de níquel y revenidas, pero nunca es inferior a 3.4 Kgm. La dureza es generalmente del orden de 260 a 320 Brinell. En estas condiciones, la fundición es fácil de maquinarse. Se puede producir con un exceso de níquel y un revenido, fundiciones maquinables y aún más duras. Las fundiciones aciculares son más resistentes al desgaste que las fundiciones perlíticas.

La dureza inicial alta de la estructura acicular con el uso se eleva aún más por la descomposición de la austenita residual en la superficie de trabajo.

4.1.0.0

LAS FUNDICIONES AUSTENITICAS

4.1.1.0 Generalidades.-

Las fundiciones en las cuales se puede suprimir la transformación y mantener la austenita a la temperatura ambiente son llamadas fundiciones austeníticas.

Este resultado se puede obtener con ausencia de cromo y adición de 18% de níquel, ó en presencia de 1.8% de cromo y un porcentaje de níquel inferior a 13%. Una adición de 7 a 9% de manganeso mantiene igualmente la austenita a la temperatura ambiente. Entre las fundiciones austeníticas, la "nicrosilal" utilizada en Ingla-

terra es una fundición gris no magnética que resiste hasta los 1000°C. Su composición química es la siguiente:

Ct = 2 %; Si = 5 %; Mn = 1 %; Ni = 18 %; Cr = 2 a 5 %.

Pese a su bajo tenor en carbono, pueden ser fácilmente elaboradas en el cubilote, pues las adiciones de 5 % de silicio y 18 % de níquel, reducen la solubilidad del carbono equivalente en 1.25 % y 0.70 %. Cuanto más bajo sea el carbono total, más elevadas serán las características y en particular la resistencia máxima al calor.

La más conocida y la más resistente de las fundiciones auténticas se conoce con el nombre comercial de Ni-Resist.

4.1.2.0 Composición de las fundiciones Ni-Resist.-

La marca Ni-Resist, se aplica a un grupo de fundiciones que contienen suficiente níquel como para producir un cambio completo de las propiedades químicas y físicas y al mismo tiempo, de la estructura metalográfica.

La composición química de los diversos tipos está indicada en la tabla siguiente: (Tabla XII)

4.1.3.0 Propiedades físicas y mecánicas de las fundiciones Ni-Resist (Tabla XIII).-

Pese al efecto de entalle de las lamelas de grafito, las fundiciones austeníticas poseen una cierta ductilidad. El alargamiento puede llegar de 0.5 a 2.5 %. Desde este punto de vista, la fundición Ni-Resist, se distingue de las fundiciones sin alear ó poco aleadas, con matriz perlítica ó ferrítica. El tenor en cromo, tiene una fuerte influencia sobre las características mecánicas.

El aumento del tenor en cromo, aumenta la resistencia a la tracción, la dureza y la resistencia a la flexión y disminuye la flecha de rupturas.

Eliminando el cromo, se obtiene una fundición con un alargamiento máximo, pero con resistencia y dureza baja.

4.1.4.0 Tratamiento Térmico.-

Como la fundición es austenítica, la fundición Ni-Resist, no se presta a los tratamientos térmicos de temple y revenido, pero es posible influenciar en cierta medida sobre las propiedades por ciertos tratamiento térmicos.

Con un revenido entre 930 y 1010°C, una parte del carbono puede entrar en solución y mantenerlo así después del temple, lo que provoca un endurecimiento estructural. Las tensiones internas debido a la colada ó al maquinado pueden ser eliminadas por un recocido a 620 - 680°C durante una hora, más una hora por cada 25mm. de espesor, seguido de un enfriamiento al aire. Este procedimiento puede ser aplicado a las piezas soldadas.

Si la dureza es muy elevada, los carburos se pueden descomponer en una forma más favorable por un recocido de ablandamiento a 950 - 1040°C, durante una a cinco horas. Si se trata de piezas de gran precisión dimensional y que deben ser utilizadas a temperaturas elevadas, es ventajoso hacer un tratamiento de recocido antes del maquinado, a fin de que la pieza no se deforme y se hinche, debido a la descomposición de los carburos.

4.2.0.0 LAS FUNDICIONES RESISTENTES AL CALOR

4.2.1.0 Generalidades.-

Una fundición que está sometida al calor y está expuesta a causas que la alteren normalmente se malogra. La corrosión por fluidoz en caliente que es más importante cuanto mayor sea la temperatura, una transformación de la masa interna que se traduce por un aumento de volumen (por descomposición de los carburos hay precipitación de grafito ó variación de volumen); roturas ó fisuras internas ocasionadas por las tensiones internas generadas por la desigualdad de dilatación ó de hinchamiento.

4.2.2.0 Las fundiciones ordinarias de moldeo.-

Hay muchos casos en los cuales es inútil recurrir a fundiciones especiales para resistir al calor. Las fundiciones ordinarias de moldeo pueden ser empleadas cuando las temperaturas varían lentamente y no exceden de 400°C.

La exclusividad lanzada contra el fósforo no tiene razón de ser si las piezas no están sometidas a variaciones bruscas de temperatura ó temperaturas elevadas.

4.2.2.1 La fundición perlítica.-

Se puede mejorar la resistencia al fuego de las fundiciones ordinarias si se puede obtener un grafito fino y homogéneamente repartido; eliminando el eutéctico fosforoso; disminuyendo el silicio, hasta el valor más bajo posible, compatible con la buena calidad de la pieza. Estas reglas conducen a obtener la estructura perlítica, que da una masa de perlita con grafito fino y generalmente poco de cementita libre. Las fundiciones perlíticas corrientemente emple-

adas en la construcción mecánica, tienen excelente aplicación en la fabricación de piezas que no trabajen muy cerca del fuego.

4.2.2.2 Las fundiciones al manganeso.-

El manganeso es interesante en la fabricación de las fundiciones refractarias, pues es un elemento templante moderadamente activo. Las fundiciones al manganeso pueden ser clasificadas en una posición intermedia entre las fundiciones perlíticas y las fundiciones con tenores moderados en cromo.

Como ejemplo, una fundición al manganeso empleada con gran éxito:

Ct = 3.50 %; Si = 1.40 %; Mn = 1.68 %; S = 0.068 %; P = 0.199 %

La estructura es la de una excelente fundición perlítica con un poco de grafito fino, una perlita compacta, un poco de cementita que contiene carburo de manganeso. La dureza Brinell es de 210 y su maquinado es fácil.

4.2.3.0 Las fundiciones con tenor moderado en cromo.-

Entre las fundiciones refractarias que responden a fórmulas especiales, las que contienen cromo de 0.3 a 0.5 % son las que más se usan.

El cromo es un elemento templante, 4 veces más activo que el manganeso; es suficiente añadir 0.5 a 1.0 % de cromo a una fundición ordinaria de moldeo para impedir la descomposición de la cementita, aunque haya estado largo tiempo a 700 - 800°C. En la práctica, las fundiciones refractarias al cromo más utilizadas contienen entre 0.5 y 0.7 % de cromo.

La estructura tiene en general una cierta proporción de cementita libre correspondiente a un tenor en carbono combinado del orden de 0.8 a 1.0 %. Cuanto mayor es esta proporción, mejor resiste la fundición a la corrosión por el paso de gases calientes y a la grafitización. La dureza, la resistencia al cizallamiento y el módulo de elasticidad aumentan. Es conveniente no emplear grandes cantidades de cromo, para evitar la rotura de las piezas en las variaciones de temperatura y por el hecho de las tensiones internas excesivas. Cuando las piezas son muy rígidas y cuando el tenor en cromo es elevado hay que efectuar después de la colada un recocido de estabilización.

A continuación unas reglas prácticas:

- 1) En las piezas muy sólidas y de formas simples, se utilizan:
Si = 1.2 %; Cr = 0.7 - 1.0 %; estas piezas se usan al estado bruto de colado.
- 2) En las piezas de espesores moderados que tengan formas simples y que son empleadas sin tratamientos posteriores, se regula el silicio y el cromo para obtener en las partes delgadas y en los ángulos un ligero temple, el resto será gris; por ejemplo; para un espesor vecino a los 20mm., se tendrá: Si = 1.50 %; Cr = 0.60 %.
- 3) Para las piezas relativamente delgadas, pero que tengan formas simples, y para las piezas de espesores medianos que deban ser maquinadas, se regula el temple a un valor más bajo, para evitar las estructuras mezcladas. Es recomendable hacer un recocido de estabilización.
- 4) En las piezas rígidas y que sufren grandes tensiones, cuando

haya variación de temperaturas, se prefieren usar los siguientes tenores en silicio y cromo en relación a los espesores:

Espesor promedio en mm.	Si %	Cr %
40	1.20	0.50 - 0.70
30	1.35	0.50 - 0.70
20	1.50	0.50 - 0.70
10	1.65	0.50 - 0.70

4.2.3.1 Las fundiciones al Níquel-Cromo.-

Las fundiciones con tenores moderados en cromo, tienen dificultades en el maquinado, principalmente cuando las piezas presentan grandes variaciones dimensionales y de espesor. El níquel da una estructura más regular, más fina y distribuye mejor las lamelas de grafito, que es muy interesante en las piezas refractarias.

Las fundiciones al níquel-cromo se recomiendan cuando se necesita gran refractariedad, buenas propiedades de maquinado y gran resistencia mecánica. Contienen generalmente 1.5 a 2.4 % de níquel y 0.5 a 0.8 % de cromo. Los otros elementos tienen los mismos valores que los encontrados en las fundiciones perlíticas.

4.2.3.2 Las fundiciones con tenor moderado en cromo.-

Se hace para ciertas aplicaciones, adiciones de cromo que van de 5 a 15 %. En esas condiciones, el carbono se encuentra totalmente al estado combinado y la estructura blanca es estable a altas

temperaturas que van hasta un punto cercano a la fusión. Estas piezas son evidentemente duras y sometidas a tensiones internas importantes cuando hay variaciones bruscas de temperatura. Su empleo está reservado a piezas de formas simples en las que no haya peligro de rajaduras.

Las fundiciones siguientes han dado buenos resultados:

Ct = 3.69 %; Si = 2.04 %; Mn = 0.48 %; S = 0.09 %; P = 0.12 %;
Cr = 7.30 %; Dureza Brinell = 385

4.2.4.0 Las fundiciones ferríticas al cromo.-

Las fundiciones que contienen de 30 a 34 % de cromo, tienen una estructura constituida esencialmente de ferrita con pequeñas cantidades de carburos. La resistencia a la oxidación es alta. La estructura es estable hasta temperaturas vecinas a la fusión. La ferrita no sufre ninguna modificación y los carburos con tenor elevado en cromo, son insensibles a cualquier descomposición grafitizante.

4.2.4.1 Las fundiciones ferríticas al silicio.-

Las fundiciones con 5 - 8 % de silicio tienen gran aplicación por su refractariedad. La resistencia a la corrosión oxidante es excelente. Las piezas se recubren desde el primer paso de una película impermeable y adherente a los gases. Las piezas no se hinchan por grafitización y no se ve un aumento del volumen en el uso; las fundiciones al silicio no contienen carbono combinado. Antes de usar las piezas es necesario hacerles un tratamiento térmico a 600 - 700°C.

Las rupturas se deben a la influencia de tensiones internas que

tienen origen térmico. Cuando las piezas tienen forma complicada también hay riesgo de ruptura pues el módulo de elasticidad tiene un valor que va de 6000 a 7000 Kg/mm².

Hasta 1000°C no hay variaciones bruscas en la dilatación lo que evita fisuraciones internas.

Estas fundiciones se recomiendan cuando las piezas están en un medio fuertemente oxidante y no es necesario tener resistencia mecánica elevada.

4.2.4.2 Las fundiciones austeníticas.-

Las fundiciones austeníticas del tipo Ni-Resist tienen una resistencia a la oxidación 10 veces mayor que las fundiciones grises normales y 12 veces su resistencia a la dilatación para temperaturas elevadas. No son ideales para temperaturas que sobrepasen los 800°C y cuando hay un tenor en azufre elevado (por ejemplo, un combustible que contenga 1 % de azufre), el límite de utilización es de 500°C.

Las fundiciones Ni-Resist de los tipos 1, 1a, 2 y 2a, tienen un fuerte coeficiente de dilatación y se comportan bien en temperaturas elevadas. Se pueden rajar cuando la temperatura varía en forma cíclica, lo que produce tensiones considerables.

Las fundiciones Ni-Resist de los tipos 1, 1a, 2, 2a y 3, son excelentes para las camisas de motor y para bombas y en los casos en que se necesite a la vez una buena resistencia al desgaste y a la corrosión.

4.2.5.0 Influencia del grafito esferoidal.-

En forma general, las fundiciones con grafito esferoidal se comportan mejor a altas temperaturas que las fundiciones con grafito lamelar. Sus características mecánicas son más elevadas y resiten mejor a la oxidación y a la dilatación. La forma esferoidal del grafito no permite como la forma lamelar una penetración rápida de los gases calientes que facilitan la oxidación. Además la adición de magnesio, agente nodulizante, favorece la estabilización de los carburos y frena la grafitización.

Las fundiciones al silicio con grafito esferoidal resisten a la oxidación hasta 900°C . Sus características mecánicas son satisfactorias hasta $650 - 700^{\circ}\text{C}$. Estas piezas pueden ser utilizadas para la colada de piezas de motores a combustión interna.

Las fundiciones austeníticas con grafito esferoidal tienen en caliente entre 500 y 700°C , características comparables a los aceros inoxidable 18/8 y son utilizadas para la fabricación de piezas de hornos, de motores, de turbocompresores y de guías de válvulas.

4.3.0.0 LAS FUNDICIONES RESISTENTES A LA CORROSION

La resistencia de las fundiciones resistentes a la corrosión es difícil de estudiar en conjunto por la diversidad de agentes corrosivos, la influencia de su concentración y temperatura. Es imposible dar indicaciones justas para todas las formas de corrosión pero se puede decir que las fundiciones resisten a los principales ácidos minerales y su uso es satisfactorio en múltiples casos.

4.3.1.0 Fundiciones levemente aleadas.-

En relación a las fundiciones no aleadas, las fundiciones levemente aleadas no aportan nada en relación a la resistencia a la corrosión. Solamente aumenta la densidad y se obtiene una estructura exenta de inclusiones no metálicas. Las fundiciones que contiene 2 % de níquel y 0.5 % de cromo tienen buena resistencia a la corrosión alcalina.

4.3.2.0 Las fundiciones con alto tenor en níquel.-

Entre las fundiciones austeníticas con alto tenor en níquel el tipo denominado Ni-Resist tiene buena resistencia en medio sulfúrico hasta 60°C y para concentraciones que varían de 20 a 80 %. Estas fundiciones constituyen actualmente el mejor material para resistir al ácido sulfúrico y es superior al acero inoxidable 18/8.

La resistencia a la corrosión por el ácido clorhídrico es buena a la temperatura ambiente; en caliente o con concentraciones elevadas, la fundición es impropia. El ácido nítrico corroe fuertemente a las fundiciones Ni-Resist pero resisten bien a la soda cáustica y al agua de mar. En este último caso de 5 a 8 veces más tiempo que las fundiciones grises ordinarias. El cobre normalmente está presente en las fundiciones Ni-Resist por lo cual se le prohíbe en aplicaciones para la industria alimenticia.

4.3.3.0 Fundiciones con alto tenor en cromo.-

Ciertas fundiciones contiene por ejemplo 16 % de cromo, 1.9 % de carbono y 1.9 % de silicio ó 33 % de cromo, 1.2 % de carbono y 2 % de silicio para la formación de una película de óxido muy estable y que resiste bien en medio fuertemente oxidante. Resiste bien al ácido nítrico y en ese sentido es comparable con el acero

inoxidable 18/8.

4.3.4.0 Las fundiciones con alto tenor en silicio.-

Los ensayos han mostrado que los tenores en silicio que dan la mayor resistencia a la corrosión son las siguientes:

Acido sulfúrico al 10 %: 14.8 - 17.3 % de silicio

Acido nítrico al 10 %: 16.0 % de silicio

Acido clorhídrico al 10 %: 18.5 % de silicio

En la práctica la composición de estas fundiciones está comprendida entre los límites siguientes:

C = 0.2 - 1.0 %; Si = 13 - 18 %; Mn = 0.25 - 2.00 %; S = 0.05;
P = 0.2

Con 13 % de silicio, la solubilidad del carbono en la fundición es de 1.75 %, con 18 % de silicio es de 0.8 %; el carbono se encuentra enteramente al estado libre. Por adición de 0.2 a 1.0 % de cerio la cantidad de carbono pasa al máximo de solubilidad y puede llegar al estado esferoidal. Estas fundiciones no son maquinables.

4.4.0.0 LAS FUNDICIONES RESISTENTES A LA ABRASION

Los principales factores que determinan la resistencia a la abrasión de los metales son: la dureza de los constituyentes individuales de la estructura y la tenacidad que asegura la cohesión de las partículas adyacentes. Esta es la combinación óptima de estos dos factores que es importante en la mayor parte de los usos industriales. En forma general una dureza elevada da muy buena re-

sistencia a la abrasión.

El desgaste por abrasión resulta de rayaduras generalmente acompañada por choques importantes. En ausencia de choques importantes el máximo de dureza de la superficie expuesta a la abrasión corresponde habitualmente al máximo de desgaste de metal. Cuando la importancia de los choques crece, la necesidad de un metal crece igualmente para evitar la ruptura; sino se producen desprendimientos de capas de óxido locales y fisuraciones en el punto de impacto. La resistencia al choque de la fundición y del acero crece cuando la dureza disminuye, de tal forma que estas dos propiedades deben estar ajustadas lo mejor posible para obtener el máximo de resistencia a la abrasión. En forma general, en las fundiciones blancas, la resistencia a la abrasión y la dureza crecen con el tenor en carburos, o en otras palabras con el tenor en carbono. Este es un axioma en el que todo el carbono en forma combinada y de preferencia en forma gráfica. El grafito que es blando y poco resistente, con el uso desaparece y queda una cavidad en el metal que acelera el desgaste por abrasión. Es suficiente de 0.25% a 0.50 % de carbono en la forma gráfica para disminuir notablemente la resistencia a la abrasión de cualquier tipo de fundición blanca.

El aumento de la resistencia a la abrasión con el tenor en carbono es posible si los carburos duros y frágiles están ubicados en una matriz tenaz y resistente. Desde este punto de vista las adiciones juegan un rol importante. Transforman la estructura perlítica con una dureza Brinell de 350 - 400 de la fundición blanca ordinaria en una estructura martensítica con una dureza Brinell de 550 - 600. Esta última estructura está considerada más tenaz que la perlita y retiene mejor los carburos que se oponen a la fisuración. Además la martensita es más resistente a la abrasión gracias a su gran dureza.

4.4.1.0 Las fundiciones no aleadas.-

Toda fundición con estructura totalmente blanca presenta una cierta resistencia a la abrasión. Según el modo de colada en arena o en coquilla, la dureza Brinell varía de 450 a 500. La estructura totalmente blanca se obtiene por colada en arena cuando el tenor en silicio no pasa de 1 %; o colando en coquilla y regulando el tenor en silicio en función de la velocidad de enfriamiento.

4.4.2.0 Las fundiciones con alto tenor en cromo.-

Estas fundiciones son interesantes cuando el endurecimiento mecánico en servicio no es suficiente para aumentar la resistencia al desgaste por abrasión. La composición varía normalmente entre los límites siguientes:

Ct = 2.25 - 2.83 %; Si = 0.50 - 1.50 %; Mn = 0.50 - 1.25 %; Cr = 24.00 - 30.00 %.

La dureza es del orden de 500 a 550 Brinell, pero puede llegar hasta 600 Brinell por un tratamiento térmico que consiste en calentar la pieza a 1100°C durante 1 hora y seguido de un enfriamiento al aire libre. Este tratamiento provoca la formación de austenita inestable que se transforma en martensita bajo la acción de una abrasión mínima.

Se puede hacer maquinados simples de estas fundiciones si se les hace un recocido a 760 - 790°C durante 12 a 24 horas.

4.4.3.0 Fundiciones poco aleadas tratadas térmicamente.-

En ciertos casos de abrasión ligera, se puede practicar un tratamiento en fundiciones que tengan la siguiente composición química:

Ct = 3.3 %; Si = 1.8 %; Ni = 1.5 %; Cr = 0.4 %

Este tratamiento consiste en un temple en aceite a 850°C y un revenido a 300-350°C. La dureza llega a 400-450 Brinell.

4.4.4.0 Las fundiciones Ni-Hard.-

Estas fundiciones son muy duras y resisten bien al desgaste y a la abrasión. Su empleo es muy común en las minas, las centrales térmicas, las fábricas de cemento, la industria cerámica, las coque-rías y las acerías.

Existen dos grados de fundición Ni-Hard que responden a la siguiente composición química:

Composición	Tipo 1	Tipo 2
Carbono total	3.00-3.60	max. 2.90
Grafito	max. 0.10	max. 0.10
Silicio	0.40-0.70	0.40-0.70
Manganeso	0.40-0.70	0.40-0.70
Níquel	4.00-4.75	4.00-4.75
Cromo	1.40-3.50	1.40-3.50
Azufre	max. 0.15	max. 0.15
Fósforo	max. 0.40	max. 0.40

Según la forma de moldeo, en arena o en coquilla, la dureza Brinell del tipo 1 varía de 550 a 650 y de 600 a 725 y la del tipo 2 varía de 525 a 625 y de 575 a 675. Para obtener la estructura marten-

sítica del Ni-Hard, es necesario hacer a las piezas después de la colada un revenido a 205-230°C antes de ponerlas en servicio. Este tratamiento elimina las tensiones internas debido a la transformación martensítica que existe después del enfriamiento a la temperatura ambiente y aumenta la carga de ruptura y la resistencia a los choques de 50 a 80 %. El Ni-Hard no es maquinable.

C A P I T U L O V

5.0.0.0 TRATAMIENTOS TERMICOS DE LAS FUNDICIONES GRISES

5.1.0.0 GENERALIDADES.-

Gracias a los tratamientos térmicos, los constructores tienen a su disposición medios que permiten extender la gama de estructuras de las fundiciones y de los aceros y de elevar en forma apreciable ciertas características mecánicas de estos materiales. De esta forma se puede aumentar la dureza de una pieza de fundición aumentando su resistencia al desgaste ó disminuyendo esta dureza para hacer un maquinado más rápido ó para eliminar eventuales contracciones internas de fabricación.

El empleo de los tratamientos térmicos de las fundiciones grises se desarrolla regularmente, por consiguiente el campo de aplicación de los diversos tratamientos posibles no está del todo conocido.

El presente capítulo describe ciertas aplicaciones de tratamientos térmicos e indica los diversos procesos para obtener piezas que satisfagan las exigencias más severas de la industria. Las fundiciones con grafito esferoidal y las fundiciones maleables perlíticas se someten con éxito a los tratamientos térmicos aplicados a las fundiciones grises. Sus características mecánicas se pueden mejorar.

5.2.0.0 ESTABILIZACION

5.2.1.0 Generalidades.-

Toda pieza después de ser colada en un molde y enfriada, sufre contracciones internas apreciables. Esto es generalmente menos importante en el fierro fundido que en otras aleaciones de fierro,

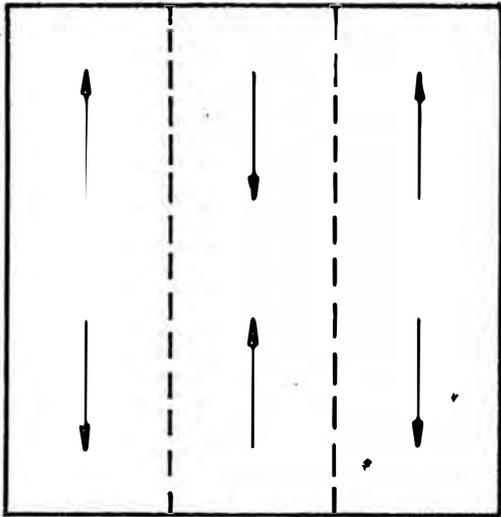


DIAGRAMA 5-1

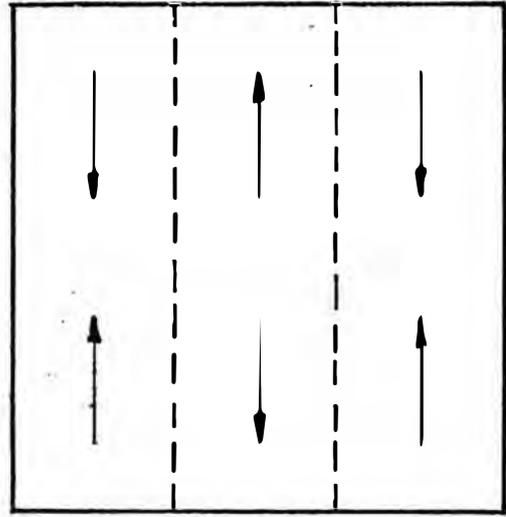


DIAGRAMA 5-2

EFFECTO DE LAS CONTRACCIONES INTERNAS

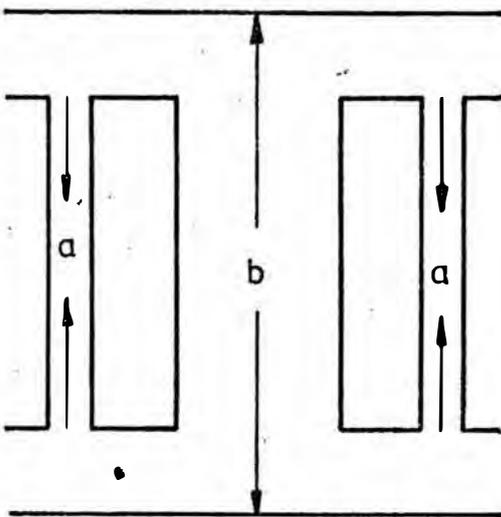


DIAGRAMA 5 3

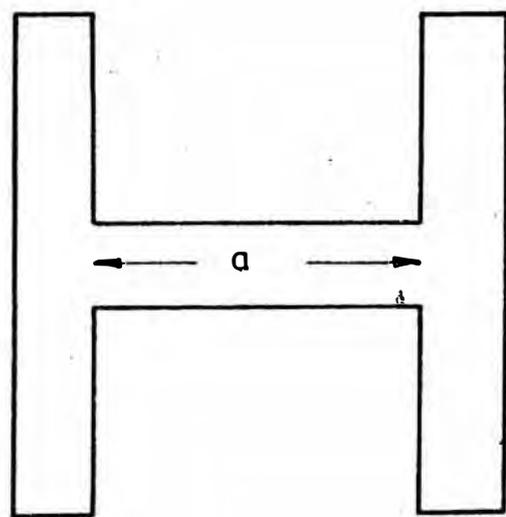


DIAGRAMA 5-4

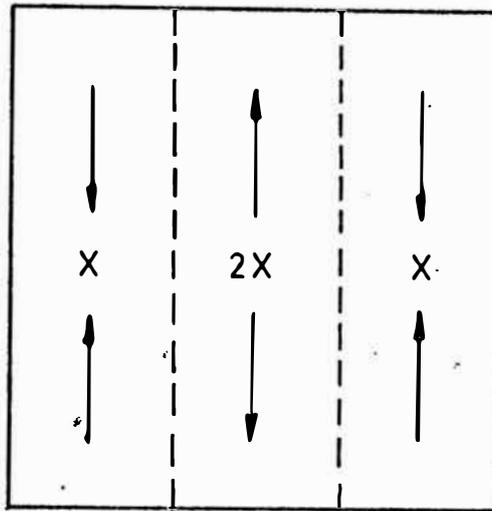


DIAGRAMA 5 a

EFFECTO DE LAS CONTRACCIONES INTERNAS

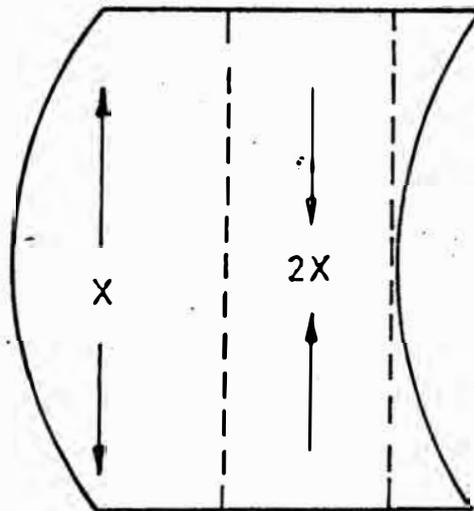
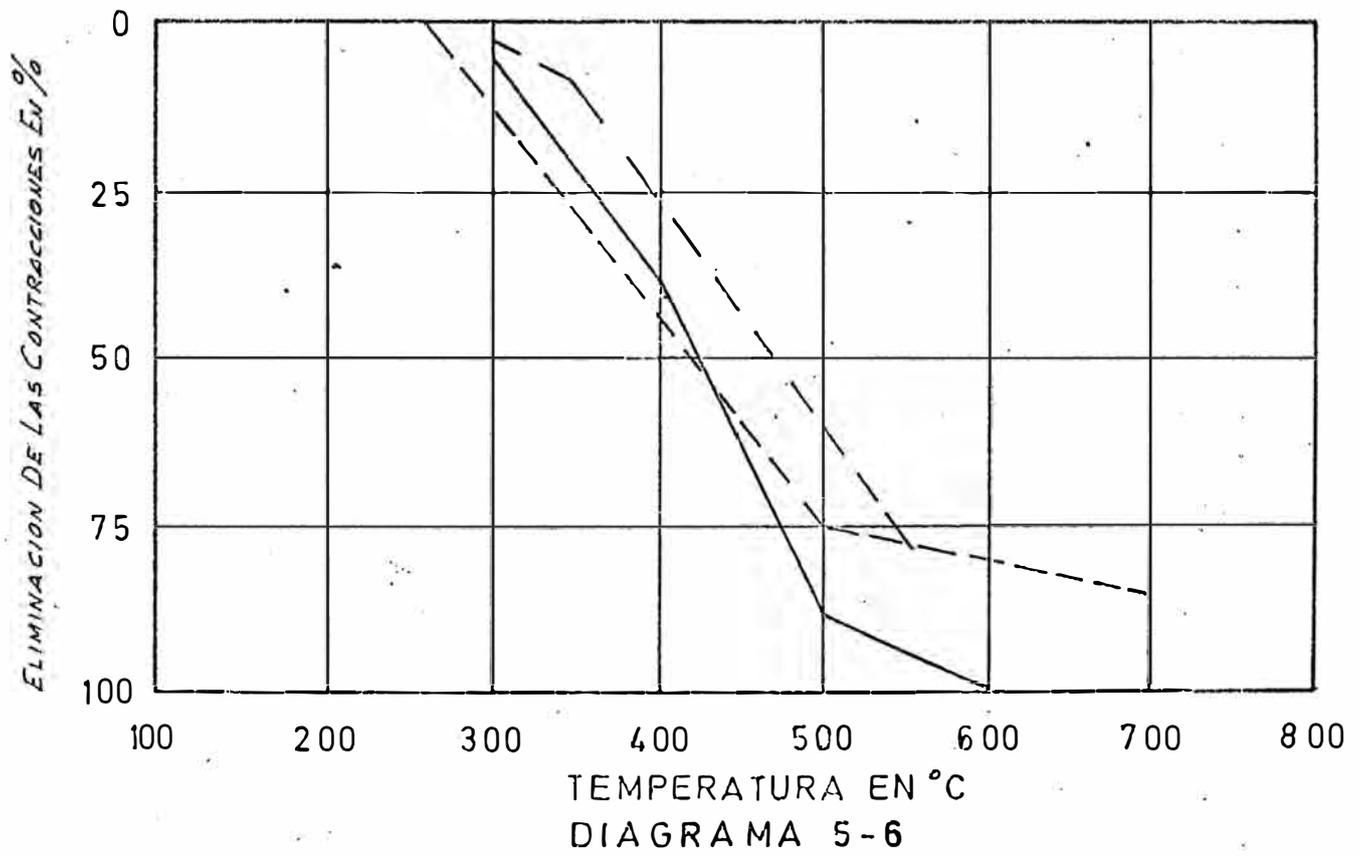
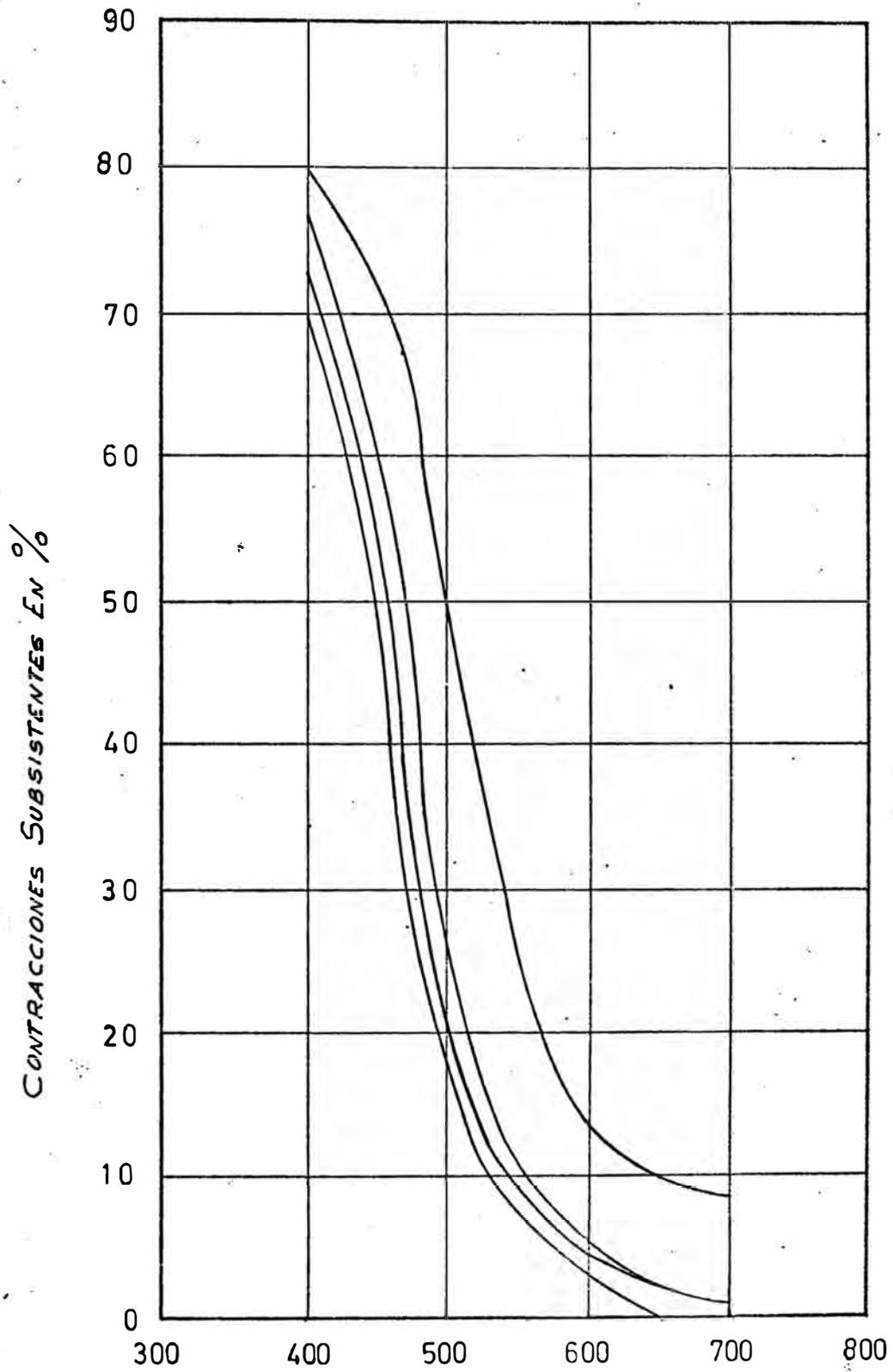


DIAGRAMA 5 b



*INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE TRATAMIENTO
 SOBRE EL PORCENTAJE DE ELIMINACION DE LAS
 CONTRACCIONES DESPUES DE TRES SERIES DE ENSAYOS
 DIFERENTES.*



TEMPERATURA EN °C
 DIAGRAMA 5-7

INFLUENCIA DEL TIEMPO DE UN TRATAMIENTO DE ESTABILIZACION SOBRE LA ELIMINACION DE LAS TENSIONES

sin embargo, reducen la capacidad de carga de las piezas y provocan ciertas deformaciones sobretodo después del maquinado. La importancia de estas contracciones, depende de la forma y dimensiones de la pieza, de la técnica de colado, de la naturaleza del molde y del tipo de fundición. Una fundición es más sensible a las rajaduras, cuanto mayor sea su contracción en el enfriamiento, por consiguiente, y de una manera general sus características elevadas, pero es más frecuente en las piezas de fundición blanca que tienen una contracción más elevada y una posibilidad mínima de deformación.

5.2.4.0 Influencia de la temperatura del tratamiento.-

El valor del límite elástico de las piezas a temperaturas elevadas, baja considerablemente. Si el mantenimiento a estas temperaturas es largo las piezas tienen un efecto de fluencia y sobre la acción de contracciones internas, se produce una deformación que tiende a eliminar estas tensiones. Es pues interesante llevar la pieza a la temperatura más elevada posible, pero cuidando de que ésta sea inferior a la temperatura de grafitización (transformación de la cementita de la perlita en ferrita y grafito). Esta transformación baja las características mecánicas a excepción del alargamiento a la ruptura.

La figura 5-6, muestra para tres casos particulares, el porcentaje de contracciones liberadas en función de la temperatura del tratamiento. Por abajo de 400°C , este porcentaje es mínimo y por encima de 500°C es muy importante. Las temperaturas normalmente empleadas están situadas entre 510 y 565°C , porque en este intervalo la eficacia del tratamiento es excelente y las características mecánicas de las piezas no se alteran después del tratamiento.

De esta forma, la curva de la figura 5-7 indica que es suficiente

mantener una hora la temperatura a 510-560°C para eliminar 60 a 80 % de las contracciones. Esta curva se refiere a una fundición que tenga la siguiente composición química:

C: 3.35 %; Si: 1.60 %; Mn: 0.98 %; P: 0.78 %; S: 0.095 %

Pero la experiencia muestra que las temperaturas son válidas para fundiciones grises no aleadas de composición química diferente.

En ciertos casos, es necesario obtener una estabilización casi completa y por consiguiente eliminar por lo menos 85 a 90 % de las contracciones internas. En este caso, la temperatura del tratamiento es vecina a los 600°C pero las características mecánicas bajan a excepción de las fundiciones que tienen un carbono equivalente bajo.

En la mayoría de las veces es preciso para este tipo de fundiciones, una estabilización a temperatura elevada. Las fundiciones con un equivalente en carbono elevado, están menos propensas a las contracciones internas y exigen una temperatura de tratamiento de más ó menos 540°C.

En las fundiciones grises moderadamente aleadas, los elementos como el cromo, molibdeno, níquel y vanadio tienen la tendencia de encontrar resistencia a la fluencia y previenen la deformación plástica durante el tratamiento. Es por eso, que el tratamiento se efectúa a temperatura vecinas a los 600°C y no hay riesgos de bajar las características mecánicas porque estos elementos estabilizan la perlita y suprimen el ablandamiento de las fundiciones. Así, una fundición que tenga la siguiente composición química:

C: 3.20 %; Si: 2.00 %; Cr: 0.14 %

Ha sido mantenida una hora a 640°C sin disminución de la resistencia a la tracción. La figura 5-8 muestra el efecto de las temperaturas sobre el porcentaje de contracciones internas eliminadas y la figura 5-9 el efecto de las temperaturas y del tiempo sobre

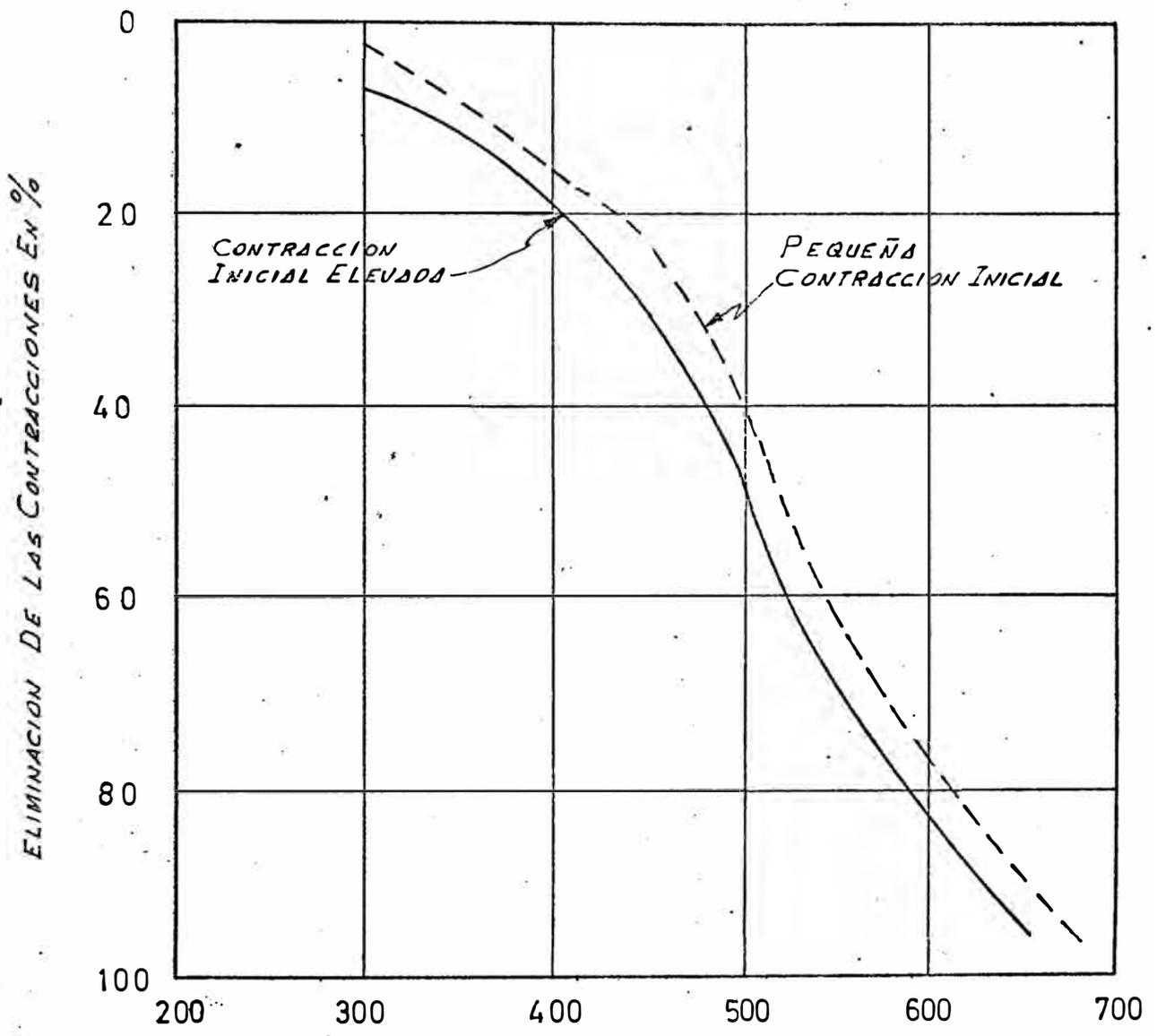
la reducción de estas contracciones para fundiciones moderadamente aleadas para uso corriente. Numerosas investigaciones han confirmado que las fundiciones grises moderadamente aleadas pueden ser llevadas a temperaturas vecinas a 600°C ó ligeramente superiores sin que afecten sus características mecánicas.

En lo que concierne a las fundiciones fuertemente aleadas, las figuras 5-10 y 5-11 que se refieren a una fundición ferrítica con alto porcentaje de cromo, muestran que las temperaturas necesarias para la eliminación de más del 75 % de las contracciones internas está en el intervalo de 600 - 650°C.

A manera de comparación, los aceros, donde el equivalente en carbón es muy bajo en relación a las fundiciones se estabilizan a 600-650°C. Pero después del tratamiento llamado a veces recocido total de eliminación de tensiones, la estabilidad dimensional de una pieza de acero es menos buena que la de una de fierro fundido moderadamente aleada y que hayan sido sometidas al mismo tratamiento. El tenor en elementos de aleación tiene una influencia mayor que el equivalente en carbono sobre la temperatura óptima del tratamiento. La table XVIII indica cuales son las temperaturas de estabilización recomendadas para las fundiciones.

TABLA XIII.

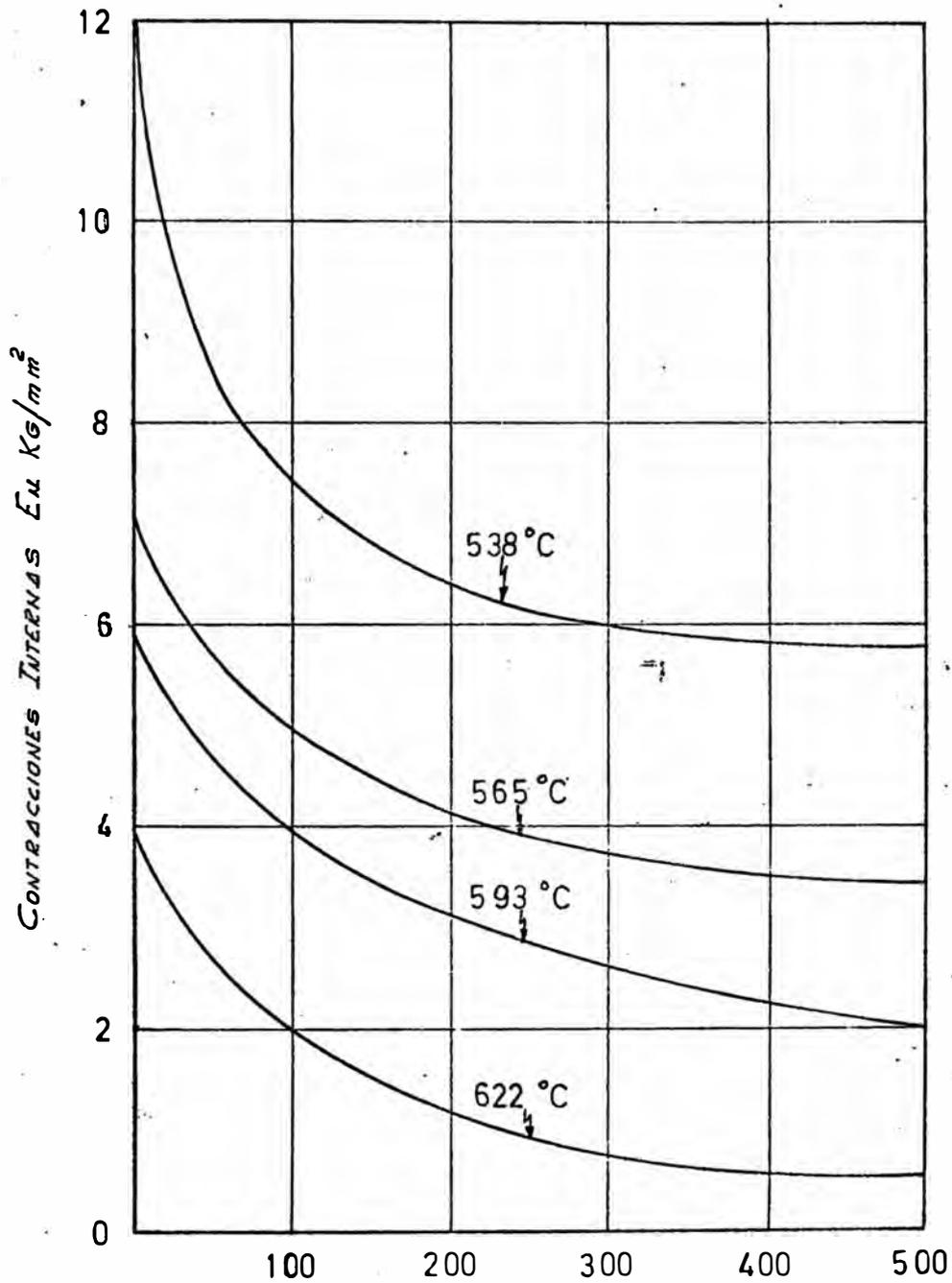
Temperatura de los tratamientos de estabilización	
Tipo de Fundición Gris	Temperatura en Grados C.
Fundiciones no aleadas	510 - 565
Fundiciones moderadamente aleadas	565 - 595
Fundiciones fuertemente aleadas	595 -650



TEMPERATURA EN °C

DIAGRAMA 5-8

*INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE TRATAMIENTO
SOBRE EL PORCENTAJE DE CONTRACCIONES ELIMINADAS
DE UNA FUNDICIÓN MODERADAMENTE ALEADA AL CROMO.*



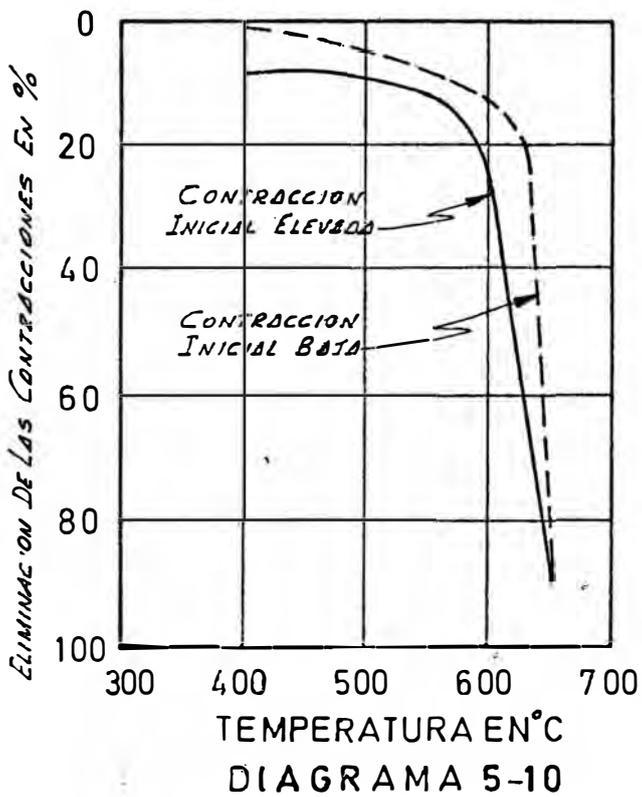
TIEMPO A LA TEMPERATURA DE TRATAMIENTO EN MINUTOS

DIAGRAMA 5-9

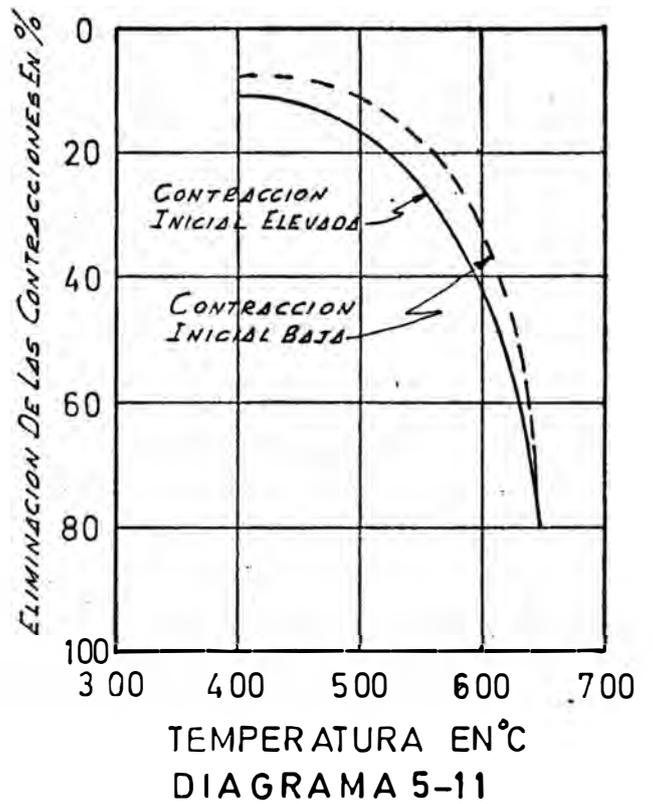
INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA Y DEL TIEMPO A TEMPERATURA SOBRE LA DISMINUCION DE LAS CONTRACCIONES INICIALES EN UNA FUNDICION MODERADAMENTE ALEADA.

C: 3.00%; Si: 1.65%; Mn 0.90%; P: 0.057%; S: 0.086%

• Ni: 1.45%; Cr: 0.30%; Mo: 0.50%



INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE TRATAMIENTO SOBRE EL PORCENTAJE DE CONTRACCIONES ELIMINADAS DE UNA FUNDICION FUERTEMENTE ALEADA AL CROMO



INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE TRATAMIENTO SOBRE EL PORCENTAJE DE CONTRACCIONES ELIMINADAS DE UNA FUNDICION NI - RESIST.

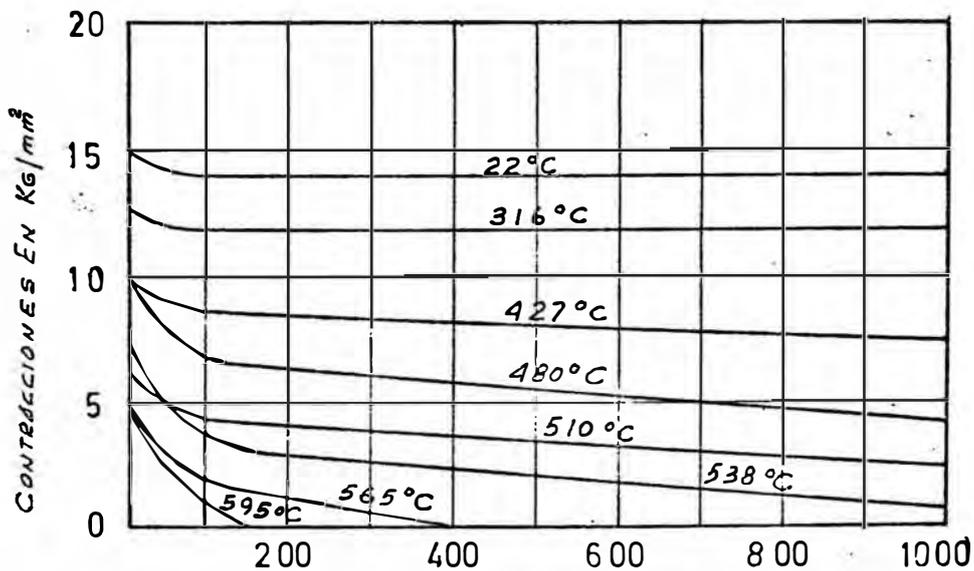


DIAGRAMA 5-12

EFECTO DEL TIEMPO DEL TRATAMIENTO DE ESTABILIZACION SOBRE LA DISMINUCION DE LAS CONTRACCIONES INTERNAS INICIALES.

De toda forma si en servicio, las exigencias de estabilidad dimensional de la pieza son extremadamente severas, estas temperaturas pueden pasar de 30°C, esto traerá como consecuencia una ligera disminución de las características mecánicas.

5.2.5.0 Influencia de la disminución de las contracciones internas.-

La figura 5-12 muestra la caída de las contracciones internas iniciales según el tiempo a diversas temperaturas para una fundición de la siguiente composición:

C: 2.72 %; Si: 1.97 %; Mn: 0.51 %; P: 0.14 %; S: 0.08 %

De estos resultados similares que se han obtenido con otros tipos de fundición gris no aleada, se desprende lo siguiente: la mayor parte de la eliminación de tensiones se produce en la primera hora a temperatura. Después de esta primera hora, la eliminación de tensiones es muy lenta.

La duración de la estabilización efectiva decrece cuando la temperatura se eleva; en la práctica es interesante operar a una temperatura elevada, a fin de reducir el tiempo del tratamiento.

5.2.6.0 Influencia de la velocidad de enfriamiento.-

Las contracciones internas se deben a las diferentes velocidades de enfriamiento entre las diversas partes de una pieza. Después de su eliminación ó atenuación de las tensiones, si el enfriamiento es muy brusco hay peligro de provocar nuevas tensiones. Es indispensable que el enfriamiento sea lento, por lo menos al comienzo, es por eso que se recomienda dejar enfriar la pieza lentamente en el horno hasta una temperatura de 300°C y después al aire ambiente. En ciertos casos particulares (piezas muy sensibles a las contracciones internas) donde se exige una gran estabilidad dimensional

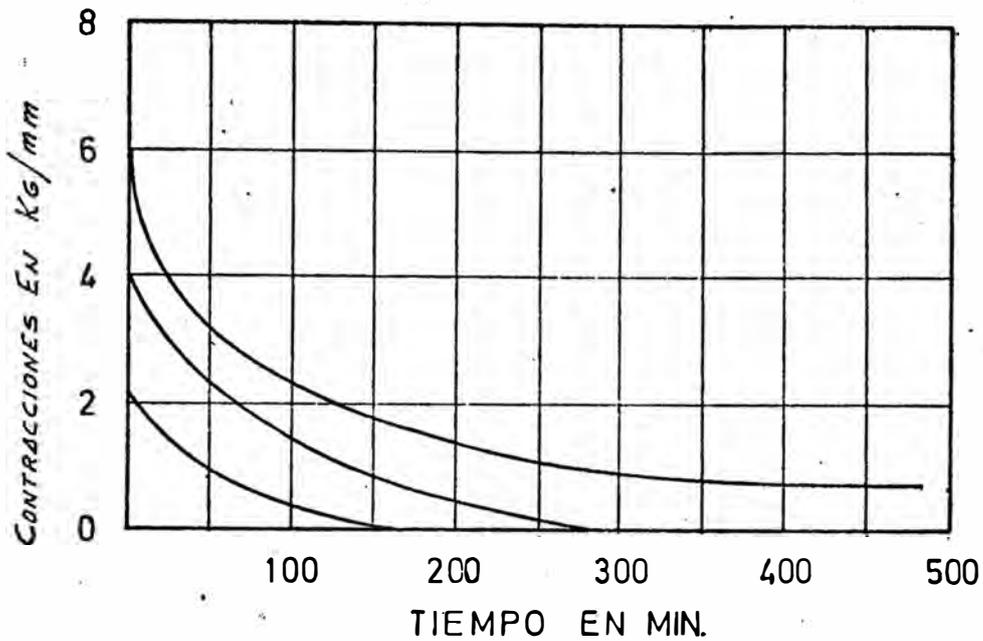


DIAGRAMA 5-13

INFLUENCIA DE LOS VALORES DE LA CONTRACCIONES INICIALES SOBRE SU VELOCIDAD DE ELIMINACION A 565°C. C: 3.45%; Si: 1.90%; Mn: 0.90%; P: 0.01%; S: 0.09%.

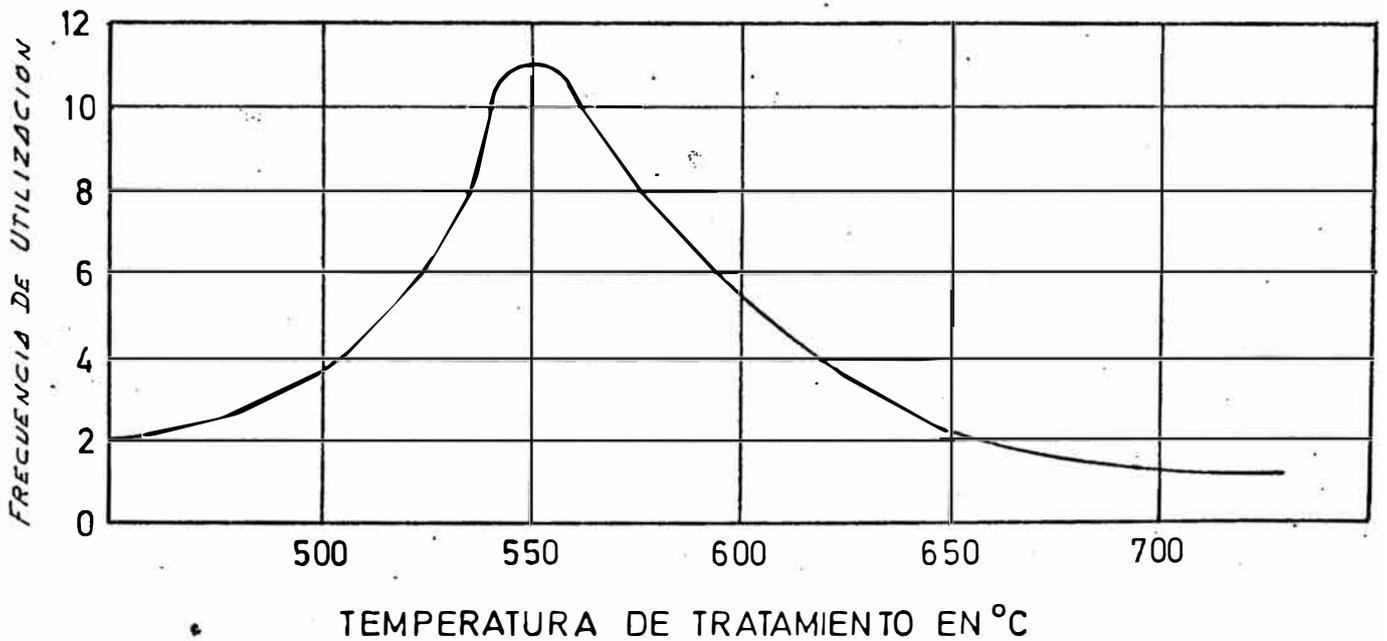


DIAGRAMA 5-14

REPARTICION DE FRECUENCIA DE TEMPERATURAS DE TRATAMIENTO DE ESTABILIZACION EMPLEADAS EN LA INDUSTRIA DE LA FUNDICION.

en servicio, el enfriamiento en el horno se hará hasta que la temperatura llegue a 90-100°C.

5.2.7.0 Influencia de los valores de las contracciones internas iniciales.-

Para una temperatura dada de estabilización, la velocidad de eliminación de tensiones es mayor, cuanto mayor sea la contracción inicial. En una pieza donde las contracciones internas son elevadas, no podrá después del tratamiento tener contracciones residuales tan bajas como las de una pieza que inicialmente tenía sus contracciones menos elevadas que las primeras. Esto se muestra en la figura 5-8 y la figura 5-13.

5.2.8.0 Influencia del envejecimiento a la intemperie.-

Dejar las piezas durante algunos meses en el suelo, es un proceso clásico para eliminar las contracciones internas.

Se supone que los ciclos repetidos de temperatura aseguran una eliminación importante. Estudios precisos han mostrado que solamente 10 % de las contracciones se eliminan por este método. Este mínimo porcentaje no justifica una inmovilización larga de la pieza. Por otra parte algunos ensayos han mostrado que ciclos repetidos de temperatura que varían de - 17°C a - 105°C en cuatro horas han suprimido 17 % de las contracciones internas en una pieza en fundición gris corriente.

5.2.9.0 Ejemplos de tratamientos de estabilización.-

Los tratamientos de estabilización están bien difundidos en la industria. Una encuesta en fundiciones británicas han mostrado que es el tratamiento térmico más efectuado sobre piezas en fundición y ésto ha sido confirmado por la Gray Iron Founder's Society. En

Estados Unidos, de 96 fundiciones que practican los tratamientos térmicos, 83 han recurrido a la estabilización para eliminar tensiones; 66 la ablandan con un recocido, 30 las endurecen por temple, para la resistencia al desgaste y 8 las tiemplan y le hacen un revenido para mejorar las características mecánicas. Por otra parte según las encuestas se ha podido determinar las temperaturas de uso más frecuente. La mayor parte de las fundiciones operan la estabilización a 540 - 595°C. Los tratamientos se hacen a temperaturas un poco más bajas cuando el grado de tensiones internas no es muy alto ó cuando el horno no permite un enfriamiento lento. Las temperaturas superiores a 600-650°C, provocan modificaciones en la estructura. Ejemplo de piezas sometidas normalmente a un tratamiento térmico de estabilización:

- Cilindros y culatas de compresores de aire.
- Cajas de rodamientos a billas.
- Tambores de frenos y ruedas.
- Cigüeñales.
- Discos de embrague.
- Correderas de portaherramientas para torno.
- Camisas de cilindro.
- Piezas para motores Diesel y a gas.
- Piezas para distribuidores y arrancadores.
- Matrices para embutidos.
- Engranajes y piñones.
- Piezas para reguladores.
- Cilindros hidraulicos.
- Balancines de máquina de tejer.
- Piezas para mecánica china.
- Piezas en fundición con grafito esferoidal.
- Piezas para máquinas de hacer papel.
- Organos de bombas y motores.
- Compresoras para refrigeradores

- Piezas para máquinas textiles.
- Envueltas de turbinas.

5.3.0.0 ABLANDAMIENTO POR FERRITIZACION

5.3.1.0. Generalidades.-

El recocido de ablandamiento consiste en mantener una pieza durante un tiempo determinado a una temperatura lo suficientemente elevada como para modificar la estructura de la fundición por descomposición de la perlita y eventualmente de la cementita libre. Esta modificación se acompaña de una mejora de la maquinabilidad y de una disminución de las contracciones pero también disminuyen las características mecánicas de la fundición.

Entre las aleaciones ferrosas, las fundiciones son las más fáciles de maquinar y sus excelentes propiedades de fundición (colabilidad y mínima contracción) permiten reducir los grandes espesores de maquinado. Sin embargo, los métodos modernos de maquinado a gran velocidad exigen a veces una maquinabilidad máxima, y para piezas en serie, constante en el tiempo. Se recurre entonces, a un recocido de ablandamiento que es el tratamiento más práctico para las piezas de hierro fundido. (Después del recocido de estabilización es el más frecuente.)

5.3.2.0 Mecanismo y tratamiento.-

La fundición gris es una aleación ferrosa con tenor elevado en carbono y se puede presentar bajo las siguientes formas:

- Lamelas de grafito.
- Cristales gruesos de carburo de hierro aislados en la matriz ó yuxtapuestos y constituyen una gran parte de la estructura. Es-

tos cristales son muy duros y hacen a la fundición difícil de maquinar por el proceso corriente.

Carburos de hierro finamente divididos, asociados a la ferrita (hierro α casi puro) en camas alternadas y que forman la perlita.

La perlita constituye la mayor parte de la estructura de las fundiciones grises; el carburo de hierro, en esta forma finamente diluído le confiere buenas características mecánicas, una excelente resistencia al desgaste y hace a la fundición maquinable. De toda forma, son las fundiciones con grafito lamelar enteramente ferríticas las que presentan la mejor maquinabilidad.

Las curvas de la figura 5-14a muestran la influencia de la estructura y de la dureza de las fundiciones grises sobre la maquinabilidad medida, por el volumen total de virutas sacadas hasta un desgaste determinado de la cuchilla de torno con diferentes velocidades de maquinado. De esta forma, la maquinabilidad de una fundición con estructura enteramente ferrítica obtenida por tratamiento térmico es mejor que la de una fundición con estructura enteramente ferrítica obtenida por tratamiento térmico es mejor que la de una fundición con estructura perlítica. Por otra parte, la presencia de 5 % de cementita libre baja la maquinabilidad. El tratamiento de ablandamiento consiste en descomponer parcialmente ó totalmente la cementita libre y el carburo de hierro de la perlita, en grafito y ferrita. Sobre el efecto de temperaturas elevadas, esta descomposición no se produce en los aceros, donde la perlita se globuliza dando una mejora en el maquinado menos importante que si se transforma en ferrita y grafito. Esta transformación de la perlita en ferrita y grafito se efectúa solamente en los fierros fundidos en razón de la presencia inicial de grafito que juega un rol de polo de atracción del grafito de descomposición en razón del te-

nor en silicio siempre elevado en la fundición en relación con el acero.

5.3.3.0 Temperatura y tiempo del tratamiento de ablandamiento.-

La descomposición de la perlita en ferrita y grafito comienza en principio a una temperatura de 400°C a condición de que la duración a esta temperatura sea extremadamente largo. Hasta los 620°C esta descomposición es muy lenta. Encima de esta temperatura se acelera rápidamente para las fundiciones no aleadas ó medianamente aleadas, hasta los alrededores de 760°C , la temperatura corresponde al inicio de de la transformación de la perlita en austenita.

Según las temperaturas, se consideran tres tipos de tratamientos, esquematizados por las curvas de la figura 5-15 (B, B₁ y C). Por comparación, la curva A representa la estabilización que pone en juego temperaturas inferiores a las del tratamiento de ablandamiento.

5.3.4.0 Ferritización a baja temperatura. Curva B de la Figura 5-15.-

La transformación de la perlita en ferrita y grafito de las fundiciones no aleadas ó moderadamente aleadas, de composición corriente no exige un calentamiento de las piezas encima de la temperatura de inicio de la austenitización ó "temperatura Crítica". El modo de calcular la temperatura crítica están indicado más adelante.

Un calentamiento a temperatura más elevada puede destruir el efecto de ablandamiento, pues a esta temperatura, el grafito entra en solución en la austenita, que se enriquece en carbono y se puede templear en el enfriamiento. La figura 5-16 muestra el efecto ne-

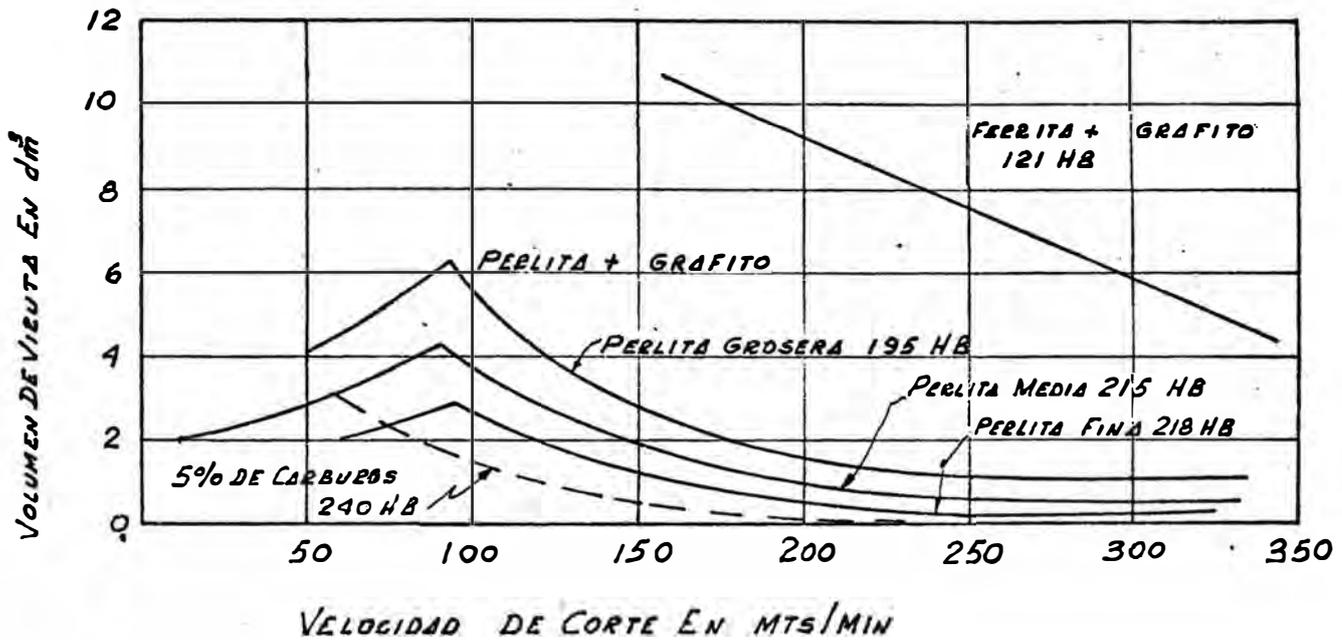


DIAGRAMA 5-14

CURVAS DE TIEMPO DE MAQUINADO DE ALGUNOS TIPOS DE FUNDICION DE DIFERENTES ESTRUCTURAS. LOS TIEMPOS SE CONSIDERAN DESPUES DE LA APARICION DE UN DESGASTE DETERMINADO.

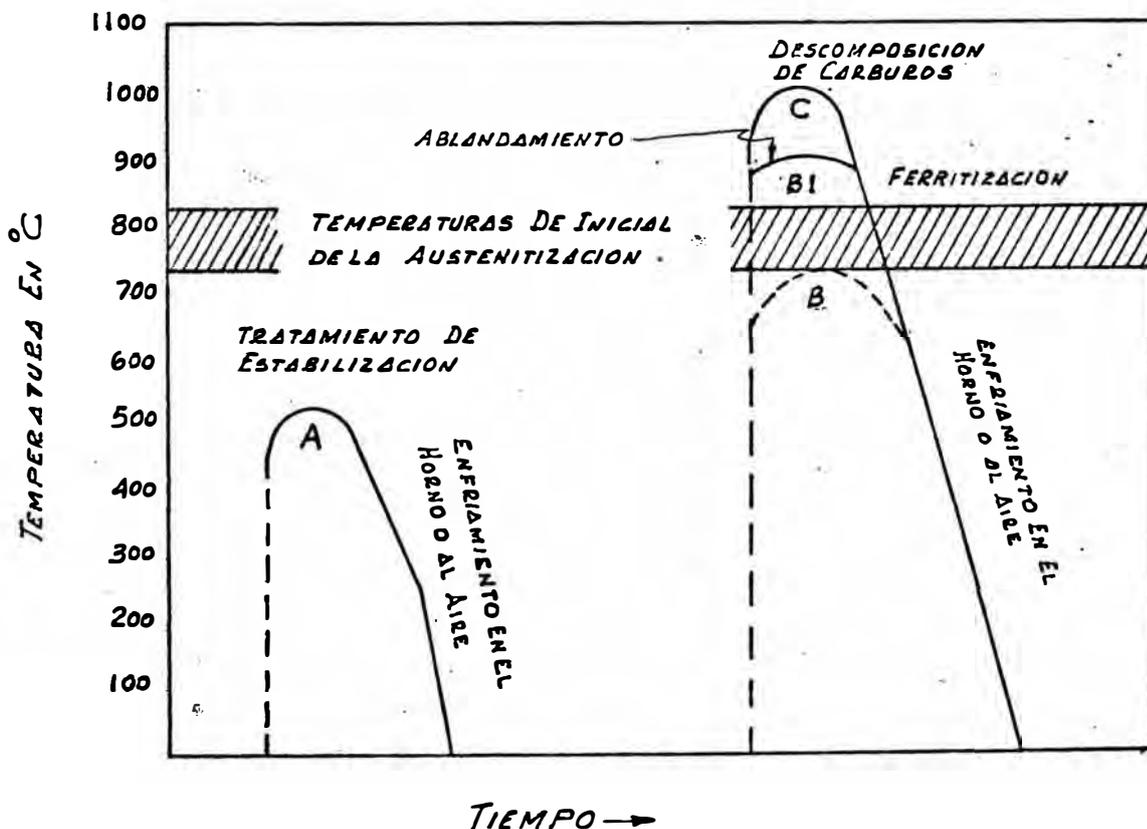


DIAGRAMA 5-15

GRAFICO TERMICO DE LOS TRATAMIENTOS DE ABLANDAMIENTO (CURVAS B1, C1, C) Y DE ESTABILIZACION (CURVA A)

fasto de un tratamiento a una temperatura más elevada que la temperatura crítica. En este ejemplo, la fundición de la probeta tiene un fuerte tenor en fósforo. De esta forma, la probeta calentada a 900°C no presenta después del enfriamiento, disminución del tenor combinado en carbono y las probetas mantenidas dos horas y media a 800 ó a 700°C , acusan una reducción de la mitad del tenor en carbono combinado. La temperatura crítica de esta fundición es del orden de 770°C . El tenor de equilibrio en carbono combinado es de 0.0046% , según el diagrama hierro-carbono en tanto que a 700°C , el tenor en carbono combinado es mínimo. En la práctica, se obtiene un ablandamiento más rápido a 760°C .

En la mayor parte de los casos, se elige para el tratamiento de ablandamiento, una temperatura comprendida entre 700 y 760°C . En los casos de tratamiento en grandes series se elige la temperatura precisa, considerando la composición química. Para tener una maquinabilidad óptima, se hacen algunos ensayos con temperaturas escalonadas para saber cual es el tratamiento con el cual se obtiene la menor dureza. Los tiempos a temperatura son variables según la forma del grafito, el tenor en silicio, manganeso e impurezas pero deben ser lo suficiente para permitir la descomposición parcial ó total de la perlita. A temperaturas inferiores a 700°C , el tiempo será de una hora por cada 25mm . de espesor, entre 700 y 760°C , de 45 minutos por cada 25mm . de espesor. Estos tiempos se pueden reducir si el enfriamiento es lento.

5.3.5.0 Ferritización a temperatura intermedia. (Curva B de la figura 5-15).-

El tratamiento a temperatura media es necesario cuando la fundición tiene un pequeño porcentaje de elementos de aleación.

A esta temperatura, los tiempos a temperatura son casi los mismos

que para el ablandamiento a baja temperatura, pero aquí el mantenimiento a temperatura que solamente tiene como fin austenitizar la fundición, no provoca la grafitización. Esta se produce solamente en el curso de la descomposición directa de la austenita en ferrita y grafito por enfriamiento posterior. Es por esto que el enfriamiento debe ser muy lento en el paso del intervalo crítico (ó sea entre 790 y 675°C) para evitar la formación de perlita.

5.3.6.0 Tratamiento a temperatura elevada de descomposición de los carburos libres (Curva C).-

Los tratamientos anteriores no son suficientes para eliminar los cristales de cementita libre que se encuentran en la fundición mezclada ó en las fundiciones blancas. Es necesario recurrir a una temperatura más elevada superior a la del inicio de la austenitización. La estructura de las fundiciones se vuelve completamente austenítica y en el enfriamiento, la austenita se transforma en perlita ó en ferrita, ó en estos dos constituyentes yuxtapuestos y en proporciones variables según la velocidad de enfriamiento.

La presencia de carburos libres es muy frecuente en las piezas coladas en coquilla. En los moldes de arena, estos carburos se deben a un enfriamiento muy rápido en el molde. Para descomponer estos carburos libres, la pieza se debe calentar a una temperatura de 850°C. La velocidad de descomposición crece con la temperatura. Es interesante, elegir una temperatura que sea lo más elevada posible, es decir, entre 900 y 960°C. A una temperatura más elevada hay el peligro de deformaciones importantes y de fusión parcial del eutéctico fosforoso, salvo los hornos de atmósfera neutra. Los tiempos deben ser lo más cortos posibles a fin de evitar la oxidación superficial. Estos tiempos varían de algunos minutos a horas según la proporción de carburos libres a eliminar y la composición de la fundición. Por ejemplo la cementita libre en pequeña propor-

ción en una fundición con alto silicio y alto carbono puede ser eliminada con un tratamiento de 15 minutos a 940°C. La velocidad de enfriamiento se regula según las estructuras finales que se desea obtener y según la utilización de la pieza. Si se buscan características mecánicas elevadas y una cierta resistencia a la fricción, se le deja enfriar al aire libre hasta 550°C a fin de favorecer la formación de la estructura perlítica. Si se requiere una excelente maquinabilidad el enfriamiento en el horno se hará hasta los 550°C y se tendrá cuidado en que el paso de la zona de temperaturas correspondiente a la transformación austenítica sea lento. En los dos casos, las contracciones internas después del tratamiento se pueden evitar por un enfriamiento lento de la pieza de 550°C a 300°C; el límite es 55°C/h.

5.3.7.0 Influencia de la composición química.-

Los resultados de ensayos relativos a la influencia de elementos de aleación sobre la ferritización de las fundiciones no es muy buena. El carbono y el silicio aceleran la descomposición de la cementita libre y de la perlita.

La descomposición de la perlita ha sido estudiado en dos tipos de fundición con tenores en silicio de 1.90 % y 2.70 %. La perlita de la fundición con 2.70 % de silicio se descompuso más rápido (10 minutos en lugar de 45 minutos a 750°C). Y el intervalo de temperatura donde interviene esta descomposición es mayor.

Por otra parte, los elementos estabilizadores de los carburos como el vanadio, molibdeno, manganeso, azufre (este último en proporciones bien determinadas) y sobre todo el cromo, retardan eventualmente la descomposición de la cementita. Las figuras 5-17 y 5-18 muestran las diferentes durezas obtenidas después del tratamiento según las temperaturas de ellos para diversos elementos

COMPOSICION QUIMICA EN %
 C: 345%; Si: 220%; Mn: 070%; P: 110%; S: 0054%

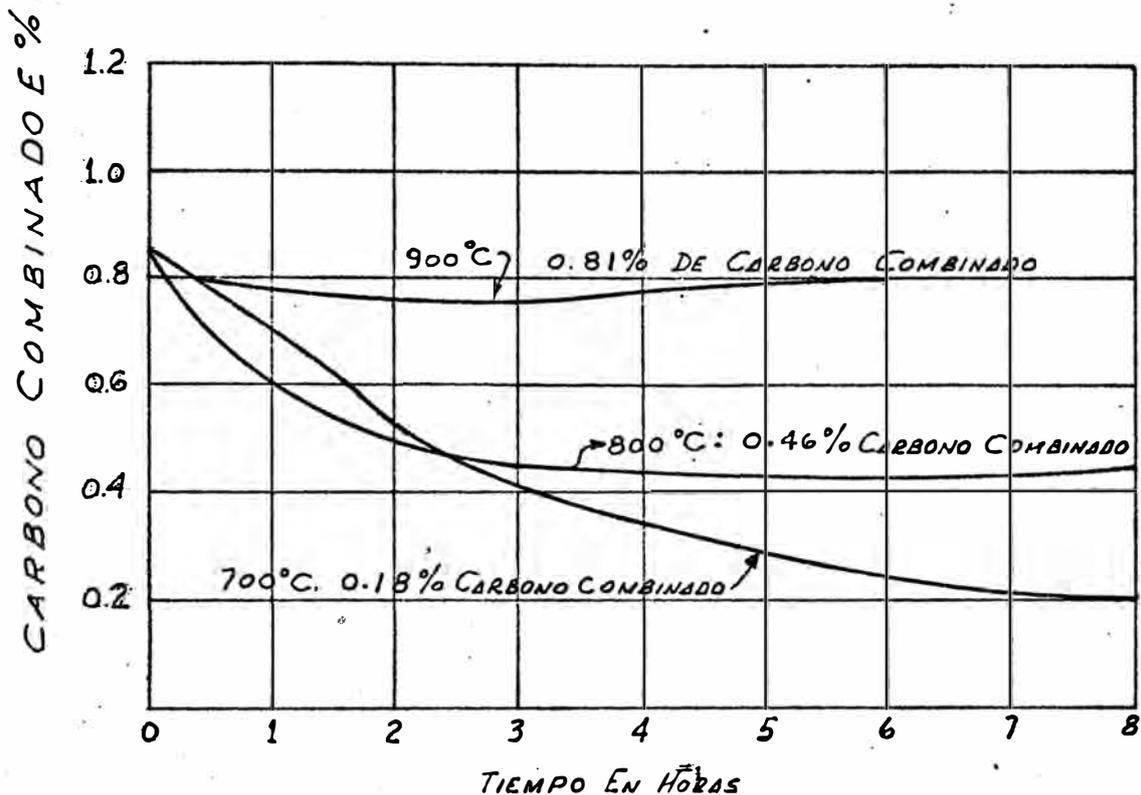
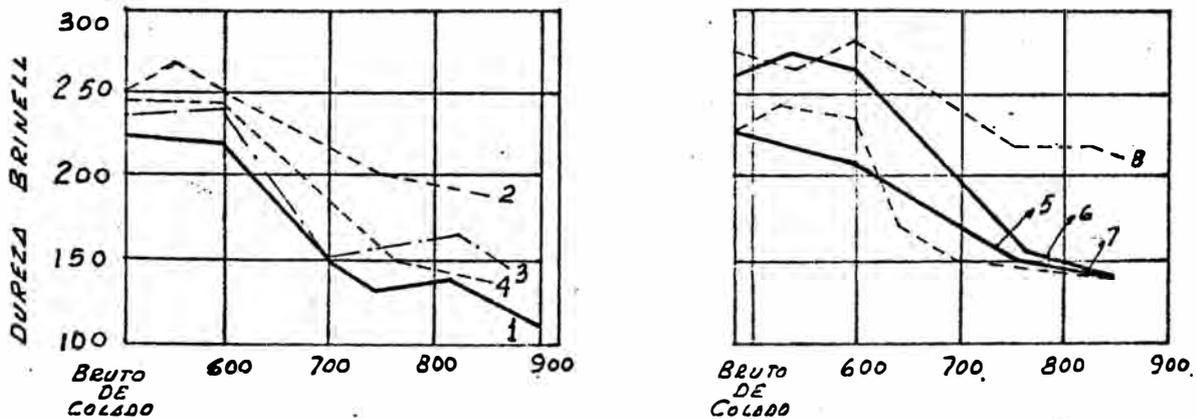


DIAGRAMA 5-16

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO Y DEL TIEMPO DE RECOCIDO DE ABLANDAMIENTO SOBRE EL TENDOR EN CARBONO COMBINADO DESPUES DEL TRATAMIENTO.



TEMPERATURA DE RECOCIDO EN °C

DIAGRAMA 5-17

Nº 1: NO ALEADO · Nº 2: 0.50% Cr; Nº 3: 1.72% N; Nº 4: 0.47% Mo
 Nº 5: 0.12% U; Nº 6: 1.80% Cu; Nº 7: 0.54% Mn i 0.66% Ni; Nº 8: 0.56% Mo i 0.61% Cs.

EFFECTO DEL RECOCIDO DE ABLANDAMIENTO SOBRE LA DUREZA BRINELL DE DIVERSOS TIPOS DE FUNCIONES ALEADAS. DESPUES DE MANTENERLOS 1 HORA A DIFERENTES TEMPERATURAS.

de aleación añadidos a una misma aleación base. La disminución de la dureza para las fundiciones aleadas al cromo son menos importantes después de un tratamiento entre 540°C y 370°C.

Para las fundiciones fuertemente aleadas, son necesarios tratamientos especiales. Por ejemplo una rueda de bomba en fundición con 27 a 29 % de cromo, calentada a 300°C y después enfriada lentamente, presenta una dureza de 300 brinell. Después del maquinado se le calienta a 930°C y se le tiempla con aire comprimido. La dureza final se sitúa entre 650 y 700 brinell. Así gracias a los tratamientos dobles, una pieza dura puede ser a la vez maquinada y satisfacer condiciones severas de abrasión. Un doble tratamiento similar se le puede aplicar con eficacia a una fundición gris moderadamente aleada.

TABLA XIV.

Dureza y resistencia a la tracción de diferentes tipos de fundiciones antes y después del recocido de ablandamiento

Dureza Brinell al estado colado	Dureza Brinell después del tratamiento	Rt a la tracción después del recocido en Kg/mm ²	Rt a la tracción al estado bruto de colado en Kg/mm ²	Elementos de aleación en %				
				Cr	Mo	Cu	Ni	Va
270	217	31.15	32.35	0.61	0.56			
265	207	30.20	35.50	0.47	0.43	0.52		
245	207	28.00	29.20	0.56				
250	201	26.75	30.50	0.50		0.52		
270	197	29.90	38.90	0.49	0.43		1.45	
255	187	26.20	36.75		0.54	0.65		
255	179	28.00	33.90		0.47			0.13
270	156	24.40	31.80	0.49			1.45	
260	156	23.15	35.00		0.54		0.66	

245	156	21.90	28.80			0.12
230	149	20.90	29.20			1.72
240	146	22.20	30.90	0.47		
240	143	21.00	30.50			
220	143	19.40	26.20			

5.3.8.0 INFLUENCIA SOBRE LAS PROPIEDADES

5.3.8.1 Maquinabilidad.-

El ablandamiento de las fundiciones grises está destinada casi exclusivamente a mejorar la maquinabilidad. La figura 5-14 muestra la eficacia del tratamiento.

En el ejemplo presente de la figura 5-14 la maquinabilidad está determinada por el volumen total de viruta sacada hasta que el desgaste de la cuchilla llegue a 0.80 mm. En estas condiciones, la maquinabilidad de una fundición gris con estructura ferrítica obtenida por ferritización, es considerablemente más elevada, respectivamente 8 y 50 veces más grande para velocidades de corte de 90 y 350 mts/min que el de una fundición gris perlítica aunque a pesar de la composición química tuviese una dureza baja. Es por eso que la economía del maquinado compensa largamente el costo del tratamiento de ablandamiento. La presencia de algunos carburos libres (menos de 5 %) en una fundición perlítica baja un poco la maquinabilidad a velocidades inferiores a 80 mts/min. Por encima de 150 mts/min., la vida de la herramienta es corta. Estas velocidades serán más cortas si el porcentaje de carburos libres es más elevado.

5.3.8.2 Otras Propiedades.-

Después de la ferritización parcial o total de una fundición perlítica con grafito esferoidal, las características mecánicas y las

propiedades de utilización se modifican. Los valores de la resistencia a la tracción pueden bajar de 10 % a 30 %. La transformación total de la perlita en ferrita y en grafito pueden provocar una caída de la dureza en un valor de 30 a 150 unidades Brinell. Esta disminución es muy interesante desde el punto de vista de la maquinabilidad, pero no es recomendable en ciertos casos.

Una pieza mantenida en un horno a temperatura elevada durante un corto tiempo se puede recubrir de una capa de óxido (a menos que el horno sea de atmósfera controlada). Para muchos, las grandes velocidades de enfriamiento y calentamiento provocan deformaciones. Para evitar estos inconvenientes, el tratamiento se efectúa a temperaturas lo menos elevadas posible.

Pese a estos inconvenientes eventuales, las ventajas de la ferritización son grandes: mejora la maquinabilidad, confiere a las fundiciones una capacidad de amortización de las vibraciones grande, buena conductibilidad eléctrica, buena estabilidad dimensional y una conductibilidad térmica superior.

En las fundiciones no aleadas, el ablandamiento completo produce una estructura completamente ferrítica a partir de una estructura perlítica, con durezas que varían de 105 a 120 Brinell. En ciertas fundiciones fuertemente aleadas, el ablandamiento permite un maquinado relativamente fácil, aunque la dureza llegue en algunos casos a 300 Brinell.

El valor de la resistencia a la tracción puede bajar de 10 % a 50 %. La transformación total de la perlita en ferrita y grafito puede provocar una caída de la dureza en un valor de 30 a 150 Brinell. Esta disminución de la dureza es interesante desde el punto de vista de la maquinabilidad pero no es recomendable en ciertos casos; (resistencia al desgaste por ejemplo). Una pieza

mantenida en un horno a una temperatura elevada durante un cierto tiempo se puede recubrir de una capa de óxido (a menos que el horno no tenga atmósfera controlada). Para muchos, las velocidades muy grandes de calentamiento ó enfriamiento provocan deformaciones. Para evitar estos inconvenientes, los tratamientos se efectúan a las temperaturas más bajas posible.

A pesar de estos inconvenientes que son mínimos, las ventajas de la ferritización son muy importantes: mejora en la maquinabilidad, le confiere a las fundiciones una capacidad de amortiguar las vibraciones, buena conductibilidad térmica, una estabilidad dimensional y una conductibilidad eléctrica superiores. Para muchos entendidos, una pieza se deteriora superficialmente más fácilmente cuando se le somete a un tratamiento de ferritización.

Es posible efectuar una ferritización parcial.

TABLA XV.

ESQUEMA DE TRES TIPOS DE TRATAMIENTO DE ABLANDAMIENTO

Tipo de recocido	Tipo de fundición	Objeto de tratamiento	T. en °C.	Tiempo	Enfriamiento
A baja temperatura	Fundición no aleada o poco aleadas	Descomposición de la perlita en ferrita y grafito para obtener una máxima maquinabilidad	700°C a 760°C	45min. a 60 min. por cada 25 mm. de espesor	En un horno a 540°C. 550C/hora entre 540 y 290°C
A temperatura no moderada	Fundición moderadamente aleadas o para las cuales el tratamiento anterior es insuficiente	Idem.	790°C a 900°C	45min. por cada 25mm. de espesor	En el horno hasta 290°C.
A alta temperatura	Fundición mezclada o fundi. templadas.	Eliminación de la cementita libre y mantener las características mecánicas	900°C a 955°C	1 a 3 hrs. - 1 hr. por cada 25mm. de espesor	Al aire hasta 540°C y después en el horno hasta 290°C
	Idem	Maquinabilidad máxima	Idem.	Idem.	En el horno hasta 290°C.

5.4.0.0 TEMPLE Y REVENIDO.

5.4.1.0 Generalidades.-

Los tratamientos térmicos de temple y revenido permiten aumentar ciertas características de las fundiciones sobre todo la resistencia mecánica, la dureza y la resistencia al desgaste.

Este tratamiento se basa en la posibilidad para las fundiciones como para el acero de presentar formas alotrópicas del fierro según las temperaturas a las que están sometidas.

La temperatura de transformación varialbe pero vecina a los 760°C , llamada temperatura de inicio de la austenitización; encima de la cual el fierro se encuentra al estado γ (Austenítico), es capaz de disolver 0.8 % de carbono en solución sólida y hasta 2 % a temperaturas más elevadas. Por abajo de esta temperatura, el fierro está generalmente al estado α (ó ferrítico) y no puede disolver carbono. Si se aumenta la velocidad de enfriamiento de una pieza fundida a partir de una temperatura superior a la temperatura de inicio de la austenitización (generalmente 815°C), la transformación de fierro γ en fierro α no se produce en el paso de la temperatura de transformación, pero cuando la fundición llega a temperatura de 200 a 100°C , se forma una estructura particular llamada "martensita". Para las fundiciones no aleadas ó moderadamente aleadas, la gran velocidad de enfriamiento que se necesita para la formación de la martensita se obtiene por inmersión ó temple en agua ó aceite ó en baño de sal.

En el tratamiento de temple, la composición de la fundición tiene una importancia determinante. Influye sobre la temperatura de transformación, sobre el porcentaje de carbono disuelto en la austenita, Y sobre la velocidad crítica de temple. Es decir sobre la veloci-

dad de enfriamiento para obtener la estructura martensítica. Esta velocidad se eleva para las fundiciones no aleadas y se puede bajar con la presencia en la fundición de elementos de aleación. Los tenores habituales en carbono de las fundiciones, son suficientes para asegurar la solución del carbono necesario en el fierro

. Es soluble siempre y cuando el porcentaje de carbono total y silicio no pasen respectivamente de 3.3 y 2.

En ciertos casos particulares, estos porcentajes pueden ser más elevados sin afectar la eficacia del tratamiento.

Para asegurar la eficacia del tratamiento de temple, la velocidad crítica de temple se puede bajar con la adición de elementos de aleación tales como el cromo, molibdeno y níquel; este último elemento baja el punto de inicio de la austenitización y compensa la influencia del silicio que tiende a elevarla. Los porcentajes necesarios de cada elemento no se pueden determinar con precisión, pero la experiencia muestra que 0.40 a 0.60 % de cromo ó de níquel, y 0.20 a 0.40 % de molibdeno es lo que más se usa.

5.4.2.0 Temple en la masa. (Quench hardening).-

5.4.2.1 Generalidades.-

El término "quench hardening" se puede traducir como "endurecimiento por inmersión", ó temple en el núcleo. Esta apelación para los fierros fundidos se llama temple en la masa.

El proceso de temple en la masa consiste, antes del enfriamiento rápido, en calentar toda la pieza encima de la temperatura de inicio de la austenitización en un horno ó en un baño de sal. Para que la estructura sea martensítica es esencial que la velocidad de enfriamiento (a partir de la temperatura de calentamiento hasta la zona de 200-100°C) sea suficientemente grande, y sobre todo en la

masa.

El enfriamiento se efectúa a menudo por inmersión de la pieza en agua ó aceite. En las piezas gruesas, la velocidad de enfriamiento es mayor en la periferia que en el núcleo; es por eso que el núcleo de una sección no es siempre martensítico, pero sí perlítico.

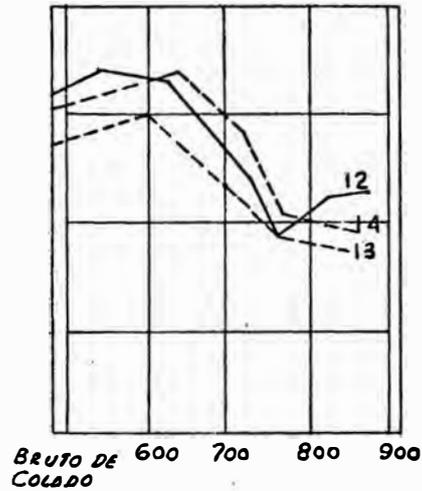
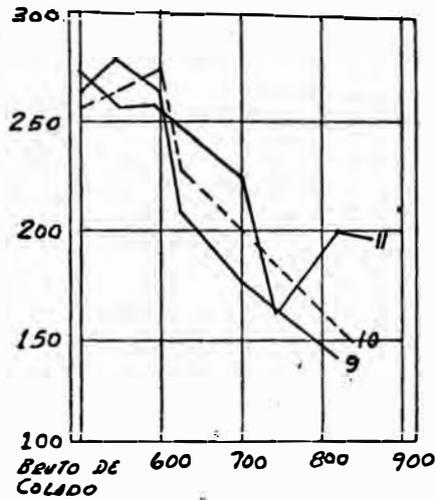
5.4.2.2 Fundiciones grises susceptibles de sufrir un tratamiento de temple en la masa.-

El temple en la masa es aplicable a una gran variedad de tipos de fundición gris.

Las fundiciones grises, cualquiera que sea su composición química pueden ser templados en la masa. Por consiguiente, las composiciones base de la fundición así como la naturaleza y la cantidad de elementos de aleación, la temperatura y el tiempo de calentamiento, e influencia sobre la profundidad de las capas templadas y la dureza final.

Las fundiciones grises no aleadas, con bajo tenor en carbono combinado deben estar mantenidas largo tiempo a la temperatura de calentamiento. La figura 5-19 muestra la relación de la dureza con el tiempo de calentamiento para una fundición gris constituida enteramente de ferrita y grafito (Probeta de 30mm. de diámetro y 19mm. de espesor. Cuando el tiempo de calentamiento crece, una mayor cantidad de carbono se disuelve en la austenita y la dureza después del temple aumenta.

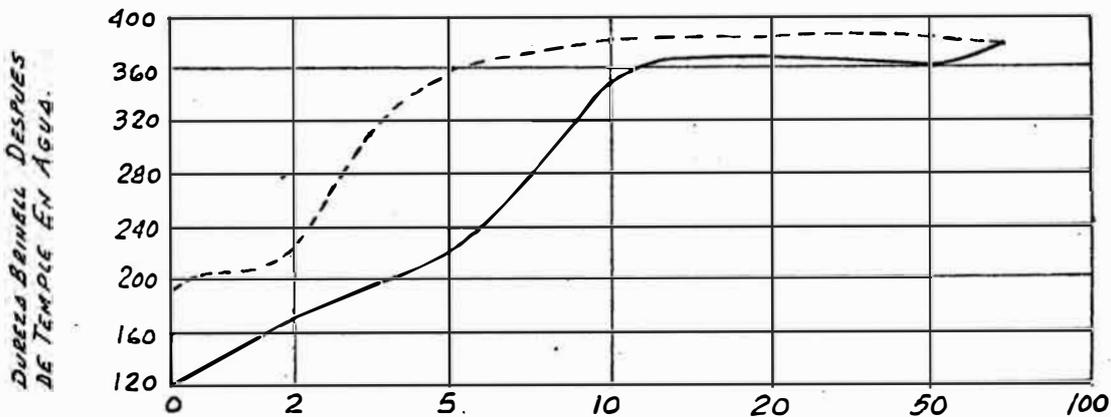
El silicio, con un tenor comprendido entre 1 y 2 % tiene poca influencia sobre la dureza. Más aún el silicio tiende a reducir la solubilidad del carbono en la austenita. Su efecto es determinante y la dureza de la pieza baja. Por otra parte como el silicio es un fuerte grafitizante, la cantidad de grafito que existe en la



TEMPERATURA DE RECOCIDO EN °C
DIAGRAMA 5-18

Nº 9: 0.54 Mo ; 0.65% Cu ; Nº 10: 0.47% Mo ; 0.13% U ; Nº 11: 0.49% Cr ; 1.45% Cr
Nº 12: 0.49% Cu ; 0.43% Mo ; 1.45% Ni ; Nº 13: 0.50% Cu ; 0.52% Cu ; Nº 14: 0.47% Cu ; 0.43 Mo ; 0.52

EFFECTO DEL RECOCIDO DE ABLANDAMIENTO SOBRE LA DUREZA BRINELL DE DIVERSOS TIPOS DE FUNCION ALEADA DESPUES DE MANTENERLAS 1 HORA A DIFERENTES TEMPERATURAS.



TIEMPO A 843°C EN MINUTOS
DIAGRAMA 5-19

C: 3.34% ; Si: 2.22% ; Mn 0.70% ; P: 0.11% ; S: 0.106%
INFLUENCIA DEL TIEMPO DE CALENTAMIENTO SOBRE LA DUREZA DE LA FUNDICION

estructura final se empareja, lo que disminuye la dureza y reduce la eficacia del tratamiento térmico. En consecuencia, es recomendable utilizar para el temple en la masa, una fundición gris con bajo silicio, es decir, que contenga como máximo 2 % de este elemento.

El manganeso aumenta la aptitud en el temple de este elemento (figura 5-20). Por ejemplo: un tenor de 1.50 % es en general suficiente para el temple en la masa de una pieza de 37mm. de espesor si el enfriamiento se hace en el aceite y de 63mm. si el enfriamiento se hace en el agua. En general, un tenor en manganeso de 0.80 a 1 % en la fundición gris, aumenta la aptitud de temple.

Los elementos de aleación empleados para aumentar la aptitud de temple del acero son también eficaces en las fundiciones grises. La figura 5-21 muestra la influencia del níquel y del cromo sobre la aptitud de temple de las fundiciones grises. El molibdeno y el vanadio tienen un efecto análogo.

5.4.2.3 Procesos de tratamiento.-

1.- Austenitización.- La austenitización consiste en transformar por calentamiento a temperaturas determinadas toda la matriz metálica en austenita. La pieza se mantiene en temperatura el tiempo necesario para que esta austenita disuelva el carbono en tenor suficiente. El calentamiento se puede hacer en un baño de sal ó en un horno eléctrico. La temperatura de inicio de la austenitización, para las fundiciones grises no aleadas está dada por la fórmula:

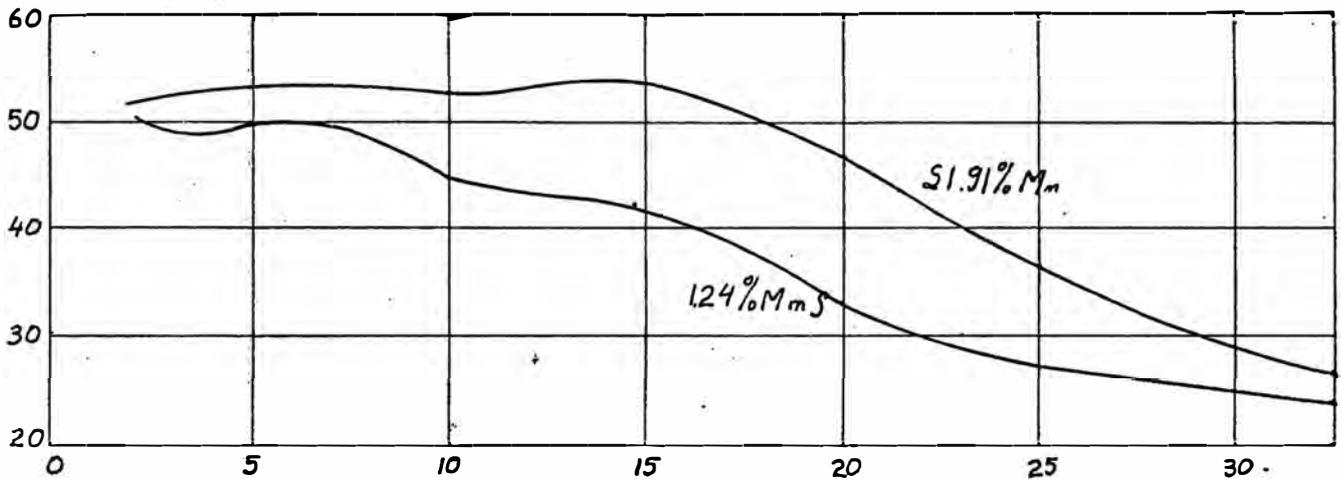
$$T = 730 - 28 (\text{Si}) - 25 (\text{Mn})$$

T = Temperatura en grados centígrados

Si % = Tenor en silicio de la fundición

Mn % = Tenor en manganeso de la fundición

DUREZA ROCKWELL . C .

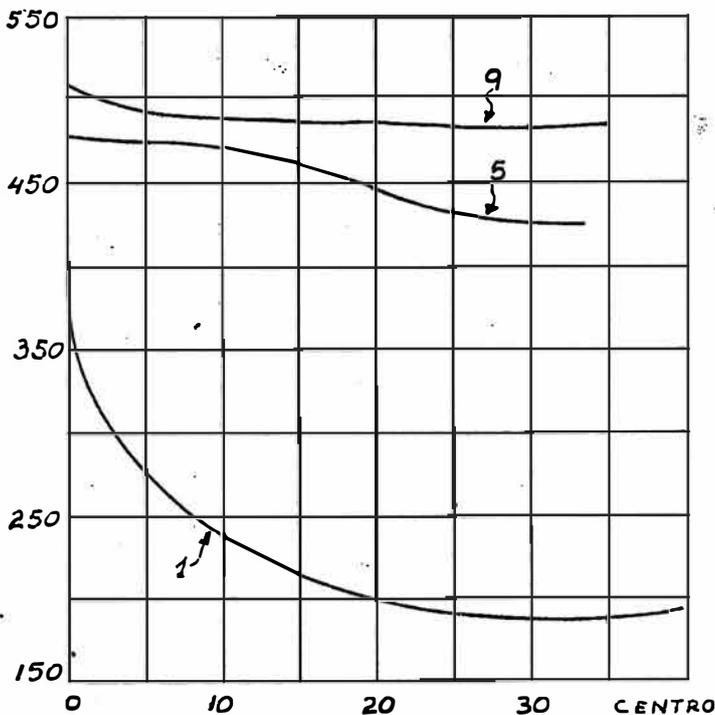


DISTANCIA DE LA EXTREMIDAD TEMPLADA EN M.M.

DIAGRAMA 5-20

INFLUENCIA DEL MANGANESO SOBRE LA PENETRACION DEL TEMPLE EN LA FUNDICION DESPUES DEL ENSAYO DE TEMPLABILIDAD. EN LA PUNTA.

DUREZA BRINELL



Nº 1 TEMPERATURA DE TEMPLE 847°C
 C: 3.37 % ; Si: 1.49% ; Mn: 0.58 %
 Nº 5 TEMPERATURA DE TEMPLE 7
 C: 3.13 % ; Si: 1.02 % Mn: 0.79% ; Ni:
 Nº 9: TEMPERATURA DE TEMPLE 815
 C: 3.37 % ; Si: 1.47 % ; Mn: 0.52% Cr
 Ni 3.46 % .

EFFECTO DEL CROMO Y DEL NIQUEL SOBRE LA PENETRACION DEL TEMPLE EN CILINDROS EN FUNDICION.

DISTANCIA A PARTIR DEL BORDE EN M.M.

DIAGRAMA 5-21

De esta forma el silicio eleva esta temperatura y el manganeso la baja.

En las fundiciones aleadas, el cromo eleva la temperatura de inicio de la austenitización; en las fundiciones al níquel-silicio por ejemplo cada 1 % de cromo eleva esta temperatura en 40°C mientras que el níquel la baja (para un tenor de 4 % a 5 % esta temperatura es de 710°C).

Cuanto más alta es la temperatura, mayor es la cantidad de carbono disuelto en la austenita y por lo tanto la dureza también aumenta (figura 5-22).

A fin de acelerar la austenitización, se elige en general una temperatura superior de 30°C a 60°C al del inicio de la transformación. Las temperaturas muy elevadas no son recomendables porque aumenta el riesgo de deformación y ruptura.

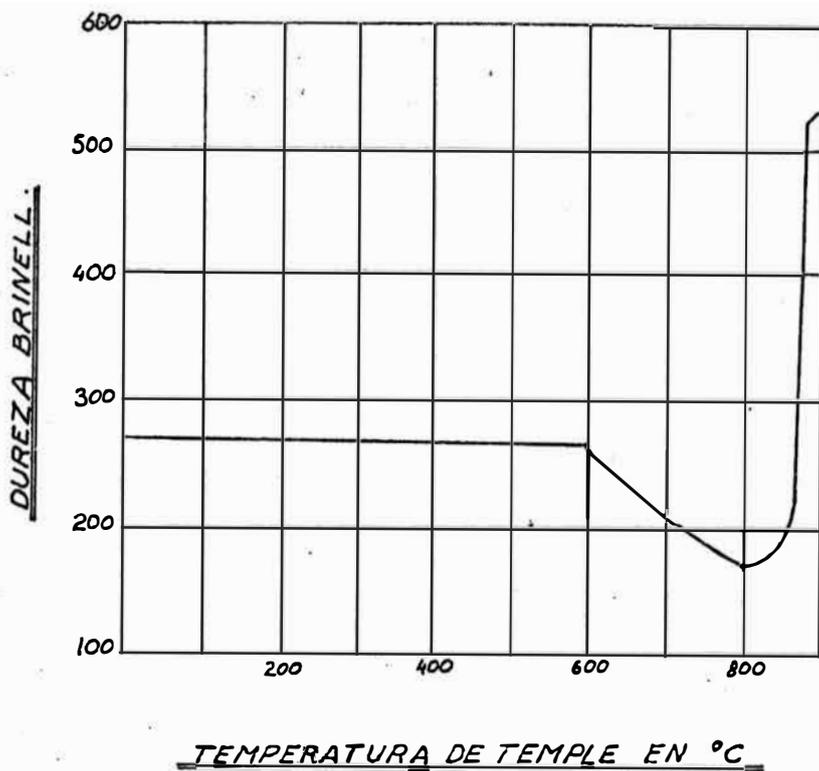
El calentamiento de la pieza debe ser lento hasta los 600°C - 650°C a fin de evitar las deformaciones excesivas que puedan provocar la ruptura. A temperaturas mayores, la elasticidad de la fundición aumenta lo que permite acelerar la velocidad de enfriamiento. En la práctica se pueden utilizar dos hornos: uno para calentar las piezas a 600°C - 650°C y otro para elevarlas más allá de estas temperaturas. La pieza será mantenida el tiempo suficiente para llegar en todos sus puntos a la temperatura, generalmente 20 minutos por cada 25mm. de espesor.

2.- Enfriamiento.- Sumergir una pieza calentada en un fluido, tiene por fin obtener una velocidad de enfriamiento lo suficientemente elevada como para que la austenita se transforme en martensita. Cuando esta velocidad es baja la austenita se transforma en perlita o en ferrita y grafito. De esta forma sólo las par-

tes de la pieza que han sido enfriadas rápidamente pueden tener estructura martensítica. Una velocidad exagerada ocasiona grietas y deformaciones. Estas dos anomalías pueden ser provocadas por un enfriamiento desigual de las diversas partes de la pieza. Es necesario pues elegir un fluido de temple donde el poder enfriador sea lo suficiente sin ser muy enérgico. Es por eso que el agua no se recomienda para el temple en la masa de las piezas fundidas; su poder enfriador es demasiado elevado y prácticamente no se le emplea. El aceite es el mejor medio de temple y es lo que normalmente se usa. El aire comprimido es el medio menos brutal. Las piezas de fundición gris, habitualmente no se les tiemplan en aire comprimido porque la velocidad de enfriamiento es insuficiente para la formación de la martensita. Por el contrario las fundiciones aleadas se tiemplan frecuentemente en aire. En efecto si alguna de estas aleaciones se enfriaran rápidamente por el clásico temple en aceite, la transformación no tendría tiempo de llevarse a cabo y un poco de austenita subsistiría en la superficie. Teóricamente esta cantidad de austenita residual depende de la composición química y de temperatura mínima a la que llega en el curso de la inmersión así como de los tratamientos posteriores a baja temperatura. El temple al aire es bueno cuando la pieza es muy complicada y hay riesgos de deformación y rajaduras.

Las piezas de diferentes espesores se tiemplan de tal forma que las partes más gruesas deben penetrar primero en el baño a fin de aumentar la eficacia del baño y de uniformizar el enfriamiento. Es corriente agitar la pieza en el baño ó agitar el baño. Cuando las piezas llegan a 150°C 200°C pueden ser retiradas del baño y proceder al revenido.

3.- Revenido.- Después del temple a las piezas se les somete a un revenido, es decir que se les calienta de nuevo, pero esta vez a temperaturas más bajas del punto de transformación. El revenido reduce la fragilidad de la zona templada, disminuye las contrac-



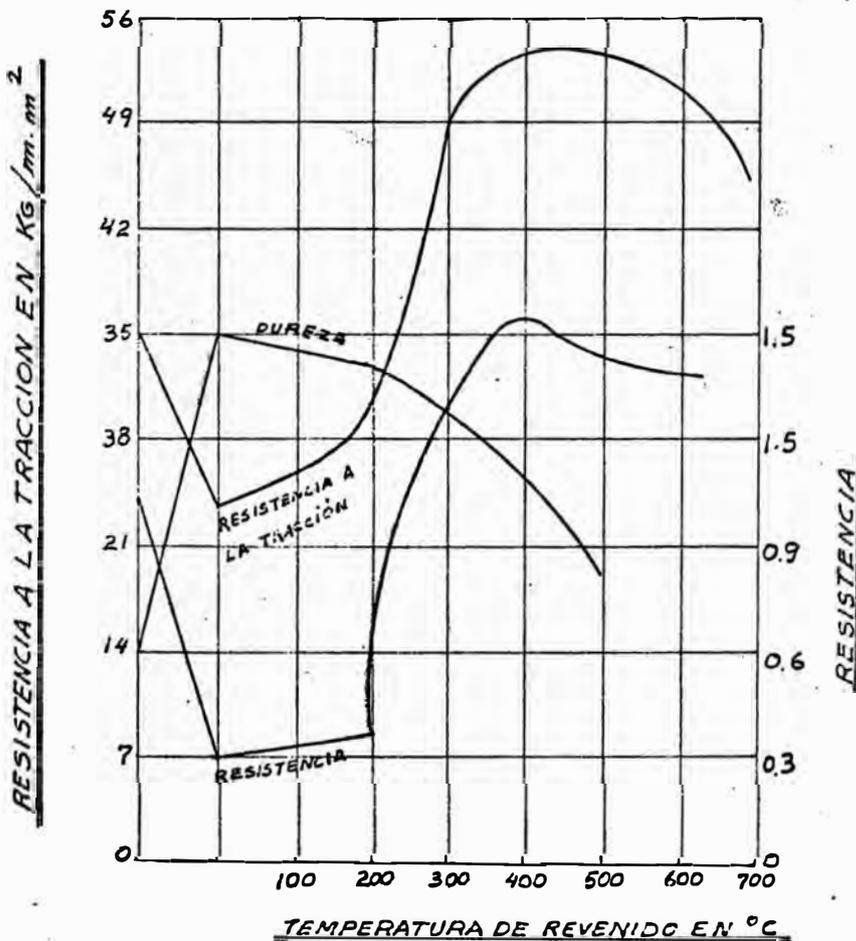
COMPOSICION QUIMICA

C: 3.33 % ; Si 2.20 % Mn 0.77 %

Cv: 0.19 % ; Mo : 0.73 %

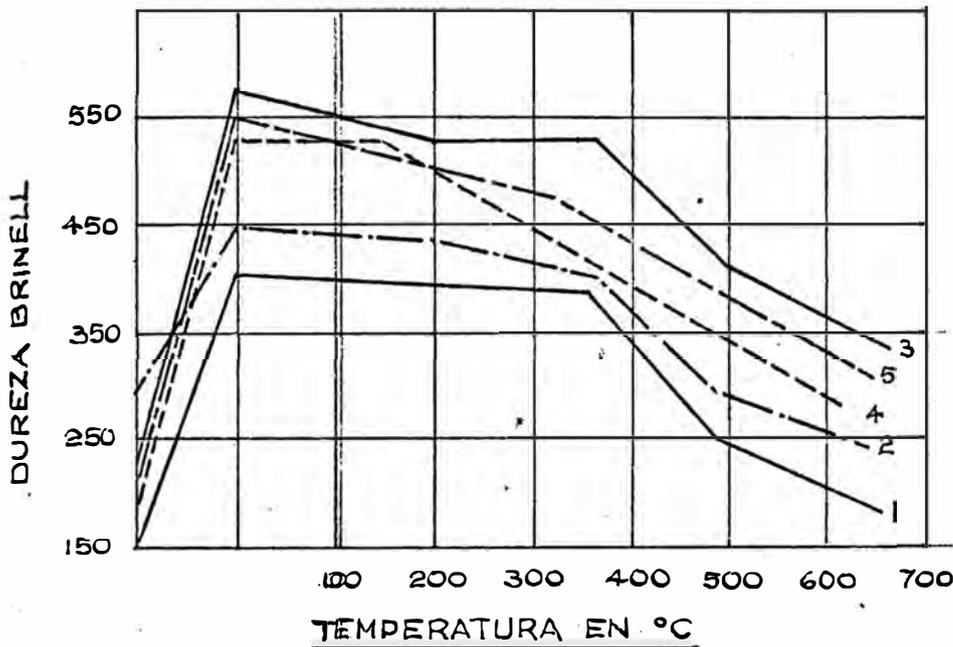
INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE TEMPLE SOBRE LA DUREZA DE UNA FUNDICION ALEADA.

DIAGRAMA 5-22



EFFECTO DEL TEMPLE SEGUIDO DE UN REVENIDO SOBRE LA DUREZA, LA RESISTENCIA A LA TRACCION Y LA RESISTENCIA DE UNA FUNDICION MODERADAMENTE ALEADA CON BAJO SILICIO

DIAGRAMA 5-23



Curvas	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
Curva 1	3.37	1.43	0.58	-	-	-
Curva 2	3.13	1.02	0.79	3.89	-	-
Curva 3	3.37	1.42	0.52	3.46	1.56	-
Curva 4	3.22	1.73	0.75	-	0.03	0.41
Curva 5	3.21	2.24	0.67	0.02	0.50	0.51

DIAGRAMA 5-24

Influencia de la composición química sobre la dureza de una fundición templada y revenida.

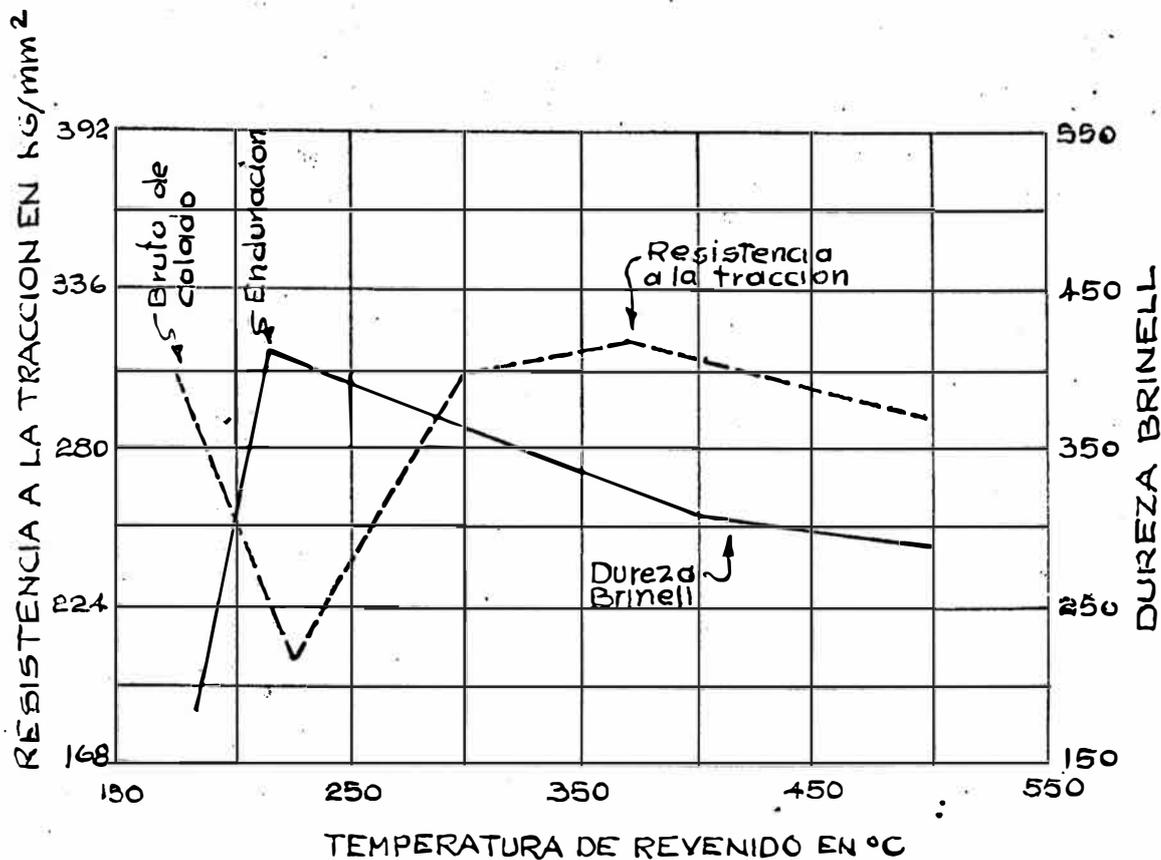


DIAGRAMA 5-25

Dureza y resistencia a la tracción de una fundición moderadamente aleada templada y revenida.

ciones del temple y mejora ciertas características mecánicas y propiedades físicas de la fundición templada en la masa.

Es lógico practicar el revenido de las piezas luego que estas son retiradas del baño de temple y de preferencia antes que lleguen a la temperatura ambiente. La pieza será mantenida a la temperatura de revenido una hora por cada 25mm. de espesor de la parte más gruesa.

La temperatura de revenido puede variar de 150 a 500°C según la composición química de la fundición y según las características finales deseadas. De toda forma para garantizar en el tiempo, la estabilización de las características, es necesario elegir una temperatura de revenido superior a la temperatura real de la pieza en servicio.

5.4.2.4 Características de la fundición después del temple en la masa.-

1.- Características determinadas por el revenido.- En el curso del revenido la fundición templada pierde su dureza pero gana en resistencia mecánica y en tenacidad. La figura 5-23 muestra la influencia de las temperaturas de revenido sobre las resistencias a la tracción y al choque y sobre la dureza de una fundición resistente con bajo silicio.

- Dureza.- Para el tipo de fundición anterior, el máximo de dureza se obtiene con un revenido a 150°C - 200°C. La figura 5-24 muestra la influencia de las temperaturas de revenido sobre las durezas de 5 tipos de fundiciones y la figura 5-25 la influencia sobre la resistencia a la tracción y la dureza de una fundición gris moderadamente aleada (Ni: 1.32 %; Cr: 0.44 %) templada en aceite a 850°C, el revenido se efectuó en baño de sal. El temple en agua da una dureza más elevada que el temple en aceite, pero

en el revenido la disminución de la dureza es más importante.

Resistencia al desgaste.- La resistencia al desgaste de una fundición gris perlítica es generalmente después del temple y revenido, 5 veces mayor que en el estado inicial. A menudo, la resistencia al desgaste depende de la dureza después del revenido. Los elementos de aleación tienen poca influencia sobre la disminución de la dureza cuando el revenido se efectúa a una temperatura inferior a 390°C , más allá de esta temperatura, la disminución de la dureza es lenta y atenúa la disminución de la resistencia al desgaste. Después del revenido, las fundiciones tienen una resistencia al desgaste más elevada cuanto menor sea el equivalente en carbono.

Resistencia a la tracción.- El revenido mejora considerablemente la resistencia a la tracción de una fundición templada. Las resistencias máximas se obtienen con un revenido a $300-370^{\circ}\text{C}$, para las fundiciones no aleadas y a $400-500^{\circ}\text{C}$ para las fundiciones moderadamente aleadas. Las figuras 5-23 y 5-25 muestran las variaciones de la resistencia a la tracción en función de la temperatura de revenido.

- Resiliencia.- La influencia sobre la resistencia al choque del tratamiento de temple seguido de un revenido aparece en la figura 5-23 y 5-26 ésta última es relativa a la resistencia al choque en torsión que se aumenta por un revenido a una temperatura superior a 370°C para una fundición no aleada con bajo silicio. La presencia de elementos de aleación implica una temperatura superior.

- Límite de fatiga.- Si el temple y el revenido mejoran considerablemente, la resistencia a la tracción, esto no es lo mismo para el límite de fatiga. Cuando se quiere una alta resistencia a la fatiga, se añade a la fundición elementos de aleación (Ni-Mo; ó Ni-Cr-Mo).

- Maquinabilidad.- La maquinabilidad de las fundiciones grises templadas se mejora por un revenido a altas temperaturas (550°C). Pero como esta mejora va acompañada casi siempre de una disminución de la resistencia al desgaste y de la dureza, es bueno maquinar la pieza antes de templarla.

2.- Características determinadas por la composición química.-

Carbono y silicio.- En fuerte proporción el carbono y el silicio disminuyen la aptitud de temple y la resistencia a la tracción después del temple y revenido, figura 5-27. En tenores superiores a 1.5 %, el manganeso tiende a bajar la resistencia a la tracción, pero de una forma menos marcada que en las fundiciones brutas de colado. En las fundiciones con alto manganeso, el revenido disminuye la dureza pero aumenta la resistencia a la tracción (figura 5-28 a y b).

Cromo.- El cromo aumenta la dureza, sobretodo si el revenido se efectúa a temperatura elevada.

- Molibdeno.- Empleado como elemento de aleación, puede conferir a las fundiciones una alta resistencia a la tracción y una gran dureza. Una fundición gris con un tenor moderado en molibdeno, presenta normalmente, después del temple y revenido, una dureza de más o menos 550 Brinell.

5.4.2.5 Aplicaciones.-

Cuando se busca a la vez una alta resistencia al desgaste, una buena colabilidad y una maquinabilidad conveniente, se recurre a las piezas en fundición, a las cuales se le aplica el tratamiento de temple en la masa. Un gran constructor de automóviles en los Estados Unidos, tiempla todas las camisas de motor Diesel; la composición química de la aleación utilizada, fundición moderadamente aleada con grafito lamelar es la siguiente: C: 3.25-3.50 %;

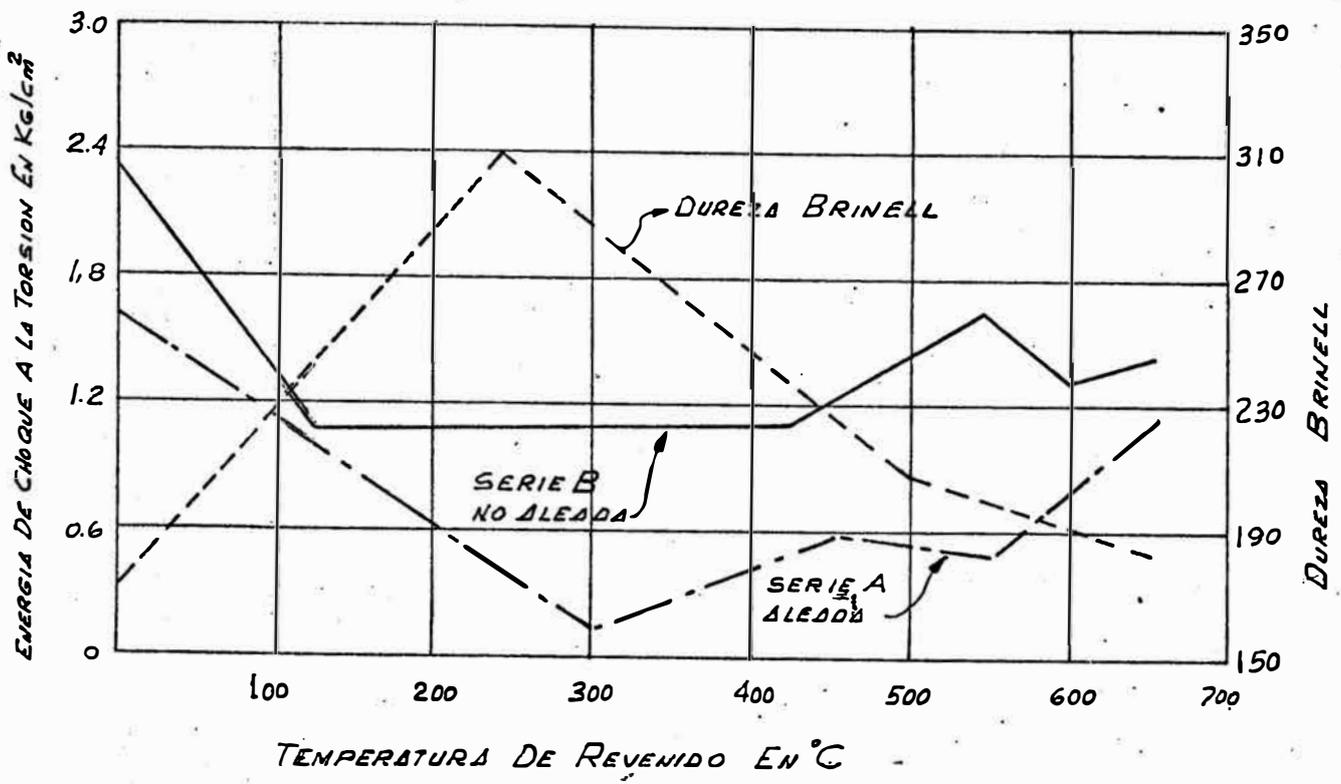


DIAGRAMA 5-26

EFFECTO DEL REVENIDO SOBRE LA RESISTENCIA POR CHOQUES EN TORCION Y LA DUREZA DE UNA FUNDICION CON BAJO SILICIO.

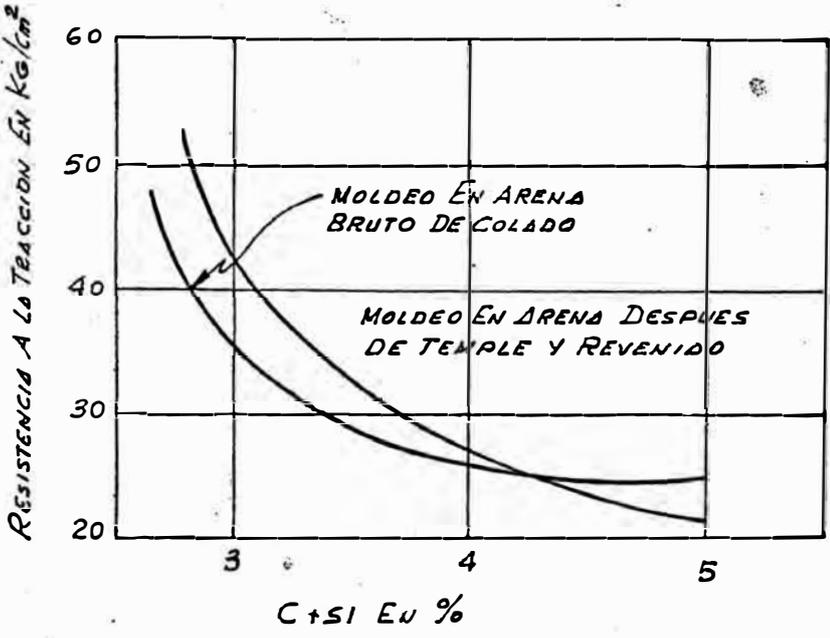


DIAGRAMA 5-27

INFLUENCIA DE LOS TENORES EN CARBONO + SILICIO SOBRE LA RESISTENCIA A LA TRACCION DE UNA FUNDICION NO ALEADA DESPUES DE TEMPLE Y REVENIDO.

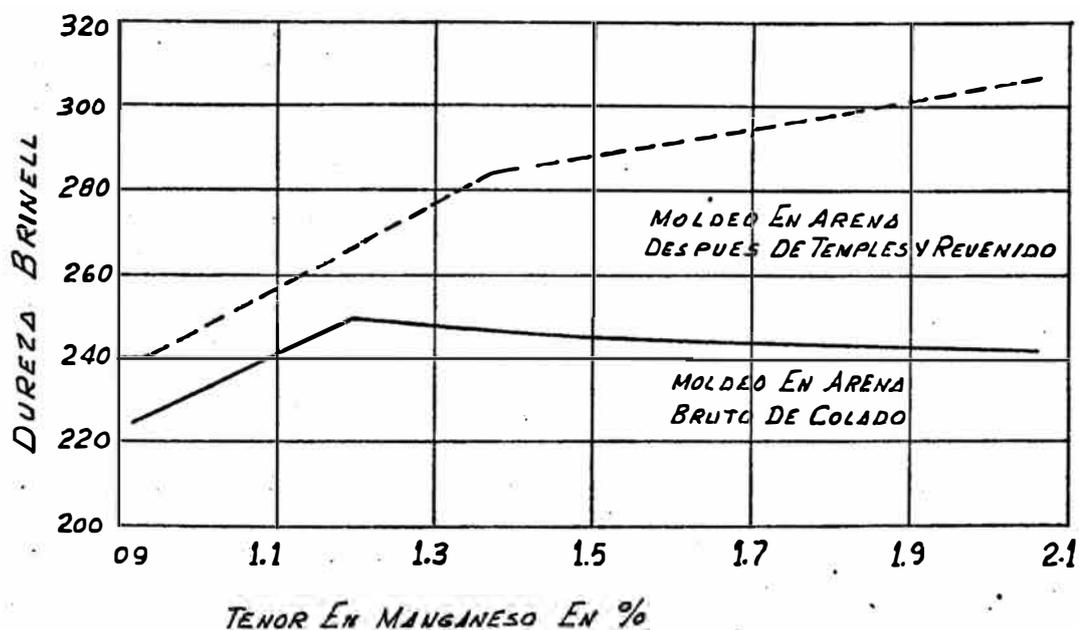


DIAGRAMA 5-28 a

EFEECTO DEL MANGANESO SOBRE LA DUREZA DE LA FUNDICION DESPUES DE TEMPLE Y REVENIDO (TENOR EN C+SI. 4.05 a 4.33 %)

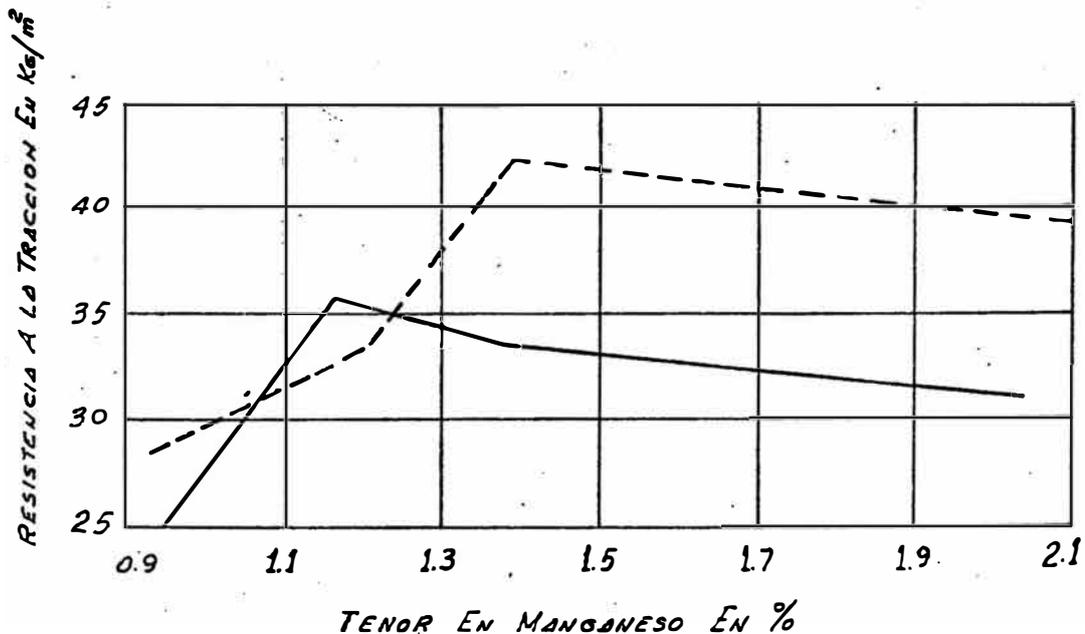


DIAGRAMA 5-28 b

EFEECTO DEL MANGANESO SOBRE LA RESISTENCIA A LA TRACCION DE LA FUNDICION DESPUES DE TEMPLE Y REVENIDO TENOR EN C+SI 4.05 a 4.33 %

Si: 2.05 % - 2.25 %; Mn: 0.55 - 0.60 %; Cr: 0.55 - 0.80 %; Ni: 1.00 - 1.50 %; Cu: 1.10 - 1.50 %; P: 0.25 % máx.; S: 0.12 % máx.

Estas camisas se calientan a 845°C en un horno a gas y luego se le tiemplan en aceite a 95°C. Posteriormente, se les hace un revenido a 290°C.

La dureza final obtenida es de 50 a 52 Rockwell C (más ó menos 480 Brinell). El alebiamiento no pasa de 0.25mm. y el crecimiento del diámetro 0.70mm. Otro gran constructor somete primero las camisas de motor a un recocido de ablandamiento para obtener una excelente maquinabilidad. Después del maquinado, estas camisas se calientan a 860°C y luego se tiemplan en aceite, posteriormente se les hace un revenido a 230°C. A fin de obtener la composición química óptima se han hecho ensayos y los resultados son los que aparecen en la tabla.

Una encuesta de la Gray Iron Founder's Society (Asociación de Fundidores de Fundición Gris) revela que 20 % de las fundiciones que aplican tratamiento térmico han recurrido al temple en la masa para mejorar ciertas características de temple.

La lista siguiente da algunos ejemplos de piezas templadas:

- Camisas de cilindro
- Cajas de motor eléctrico
- Engranajes y piñones
- Organos de máquinas herramientas
- Cuerpos y órganos de bombas
- Organos de máquinas textiles
- Rodamientos
- Arboles y ejes sin fin

Grado de desgaste relativo de diferentes tipos de fundición des-

pués de temple y revenido a 230°C.

TABLA XVI											
No.	Si %	Ct %	S %	P %	Mn %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	Dureza Brinell	Desgaste Relativo
1	2.10	3.00	0.08	0.17	0.65	0.30	0.30	0.50		500	1.00
2	1.86	3.43	0.06	0.13	0.77	2.82	0.45	0.21		460	0.83
3	2.28	3.10	0.06	0.18	0.77	2.82	0.45	0.21		465	0.90
4	1.88	3.34	0.04	0.16	0.67	2.79	0.49	0.48		490	0.76
5	2.14	3.14	0.08	0.13	0.56	2.79	0.46	0.48		490	0.76
6	2.02	3.17	0.07	0.17	0.83	1.58	0.51	0.51		505	0.88
7	2.11	3.48	0.09	0.19	0.66	0.22	0.66		1.19	475	0.83
8	2.07	3.10	0.08	0.16	0.73	0.10	0.10		0.15	490	0.94

El desgaste de 1 corresponde a 0.035mm. por 250 horas de funcionamiento de motor, gasto promedio medido en el punto máximo del segmento superior.

5.4.3.0 Temple Isotérmicos

5.4.3.1 Generalidades.-

El temple isotérmico consiste en sumergir durante un tiempo bien definido una pieza calentada por encima de la temperatura de austenitización en un baño mantenido a una temperatura constante para que la transformación sea completa. Esta temperatura será netamente superior a la temperatura ambiente. Según el tiempo y la temperatura del baño de temple, la resistencia al desgaste y las características mecánicas sobretodo la dureza y la resiliencia se pueden mejorar con relación a las piezas brutas de colado. Este método es muy interesante para las fundiciones grises porque reduce fuertemente los riesgos de deformación ó de ruptura que provocan

la transformación martensítica a la temperatura ambiente.

El medio de temple generalmente usado, es el baño de sal mantenido a una temperatura lo más elevada posible para reducir las deformaciones eventuales, pero comprendida entre 230 y 455°C, según la estructura que se desea obtener (martensita ó bainita).

5.4.3.2 Temple bainítico (Austempering).-

La estructura que se obtiene después del temple es la bainita. La temperatura del baño de temple está comprendida entre la temperatura mínima de la transformación de la austenita en perlita y la temperatura máxima de transformación de la austenita en martensita. La figura 5-29 muestra el esquema del tratamiento, el baño de temple está constituido de sales fundidas de aceite ó plomo.

Temperatura de calentamiento.- Como para toda operación de temple, las piezas se calientan a temperaturas situadas en el rango austenítico, por consiguiente entre 760 y 900°C, a razón de 20 minutos por cada 25mm. de espesor.

Temperatura del baño.- La temperatura del baño de temple depende de las características mecánicas requeridas y del tenor en elementos de aleación. La figura 5-30 da las durezas obtenidas según las temperaturas del baño. La fundición gris se tiempla habitualmente en baño de sal, aceite ó plomo entre 230 y 425°C. Cuando el tratamiento tiene por objeto obtener principalmente dureza y resistencia al desgaste, las temperaturas se mantendrán entre 230 y 290°C.

Tiempo de la pieza en el baño de temple.- El tiempo de mantenimiento se determina por la transformación más completa posible en bainita por la temperatura del baño y la composición química de la transformación. La influencia de la dimensión del grano de auste-

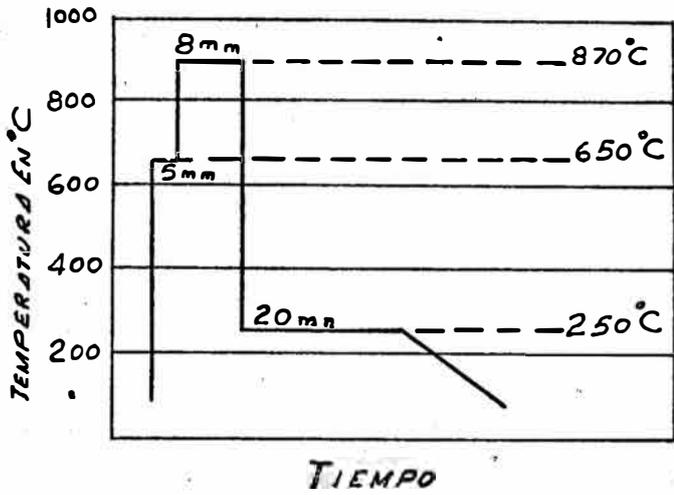


DIAGRAMA 5-29

REPRESENTACION ESQUEMATICA DE UNA TRANSFORMACION BAINITICA

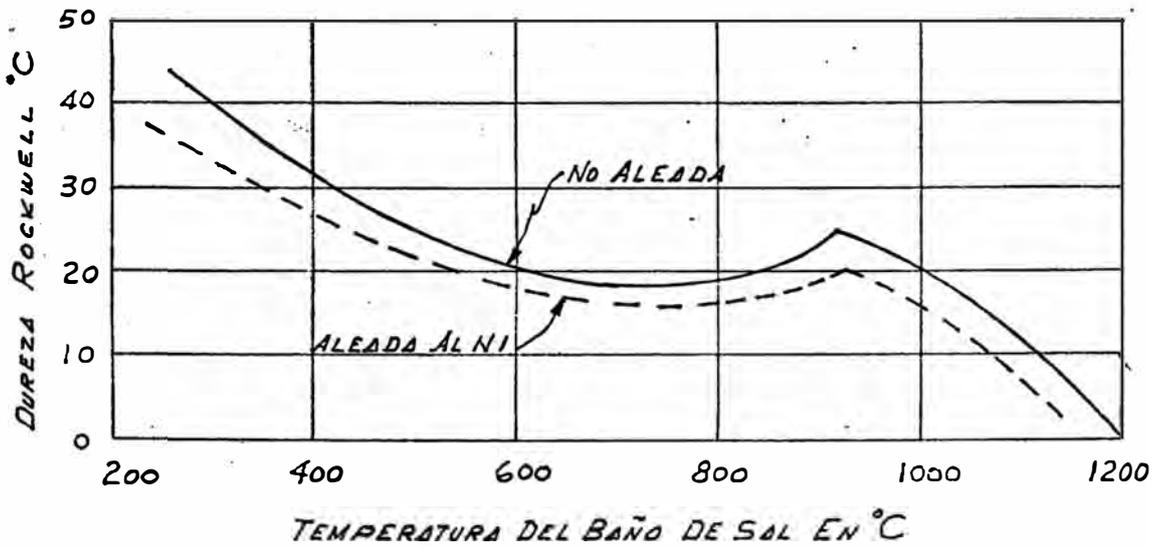


DIAGRAMA 5-30

EFFECTO DE LA TEMPERATURA DEL BAÑO DE TEMPLE SOBRE LA DUREZA DE UNA FUNDICION DESPUES DE UN TEMPLE ISOTERMICO. LOS TIEMPOS A TEMPERATURA APLICADOS SON SUFICIENTES PARA QUE LA TRANSFORMACION SEA COMPLETA.

nita es mínimo, pero puede hacerse sensible en ciertas condiciones (figura 5-31). El efecto de la composición química puede ser considerable. Las adiciones de elementos como el níquel, cromo y molibdeno aumentan el tiempo exigido para la transformación, pero permite entre otras ventajas, el de evitar la formación de perlita. Prácticamente, el mejor método para fijar el tiempo es el siguiente:

Determinar la temperatura del baño de temple basándose sobre la dureza final deseada.

Ensayar algunas probetas con diversos tiempos y elegir el tiempo que permita llegar a las características especificadas.

Encontrar el tiempo de "de fin de transformación" a partir del diagrama TTT correspondiente lo más exactamente posible a la composición a tratar. Los diagramas TTT trazados sistemáticamente para muchas calidades existen raramente para las fundiciones. El tiempo de mantenimiento necesario para la transformación aumenta con el tenor en elementos de aleación.

Los grandes espesores exigen un mantenimiento más prolongado que las secciones mínimas, pero esta diferencia disminuye por la gran conductibilidad térmica de los baños de sal o del plomo.

Un ejemplo del proceso de austempering es el del tratamiento de camisas de cilindro en fundición moderadamente aleada de la siguiente composición química:

Ct: 3.20 - 3.50 %; Si: 2.00 - 2.60 %; Mn: 0.60 - 0.90 %
Ni - Cr - Mo - Cu: 1.50 %

Las camisas son primero estabilizadas en un horno a 675°C y enseguida calentadas en otro horno a 815 - 840°C durante 8 minutos para que estén austenitizadas. Después se les sumerge en un baño de sal a 230-315°C durante 30 minutos.

5.4.3.3 Temple isotérmico martensítico (Martenpering).-

El temple isotérmico martensítico se utiliza para obtener la estructura martensítica por un enfriamiento menos brutal que el temple directo, a fin de reducir los riesgos de deformaciones o de ruptura. De toda forma, después del temple, la fragilidad relativa de la martensita subsiste y es necesario por consiguiente recurrir a un revenido.

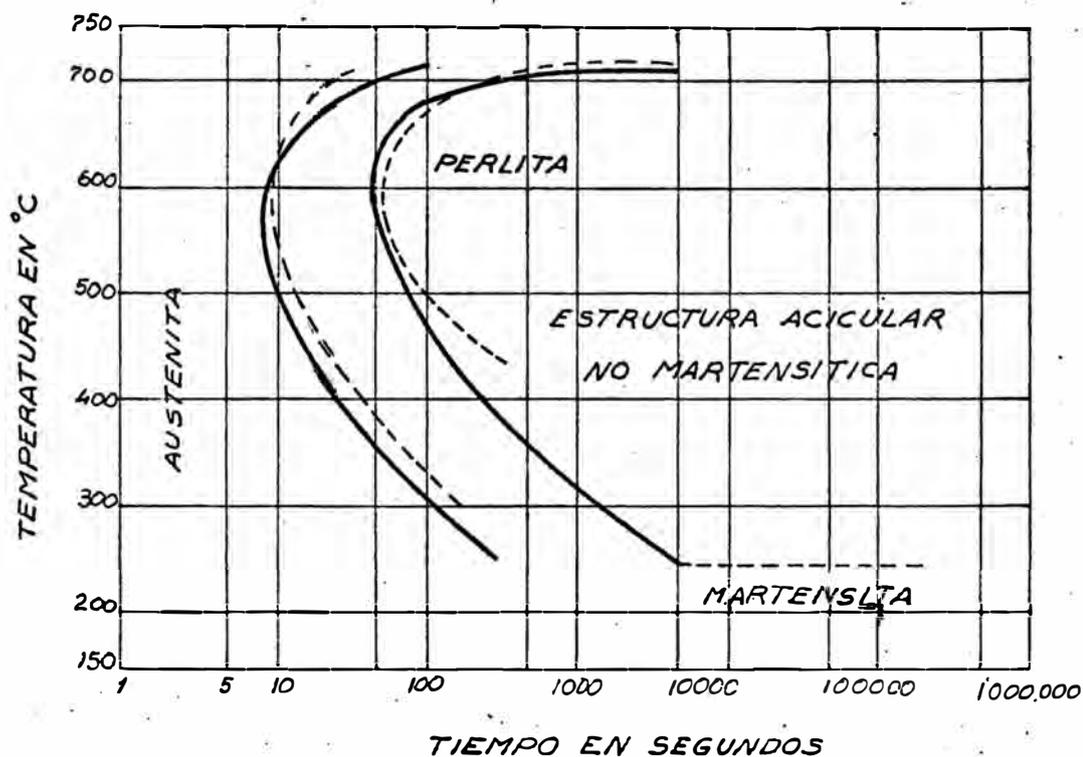
La figura 5-32 esquematiza un tratamiento; el baño de sal está constituido por sales fundidas, aceite ó plomo; su temperatura está comprendida entre 205-260°C, el intervalo de las temperaturas se sitúa encima de la transformación martensítica de la mayoría de las fundiciones grises no aleadas. Cuando la temperatura se uniformiza en toda la pieza, esta sale del baño y se le enfría en aire calmado hasta la temperatura ambiente. Es en el curso de este último enfriamiento que se produce la transformación martensítica.

Este segundo proceso se emplea también para el tratamiento de camisas de cilindro en fundición gris. La composición química es la siguiente:

Ct: 3.25 - 3.50 %; Si: 2.05 - 2.55 %; Mn: 0.55 - 0.60 %; Cu: 1.00 - 1.50 %; Ni: 0.10 - 0.25 %; Cr: 0.55 - 0.80 %; S: 0.12 % máx.; P: 0.25 %.

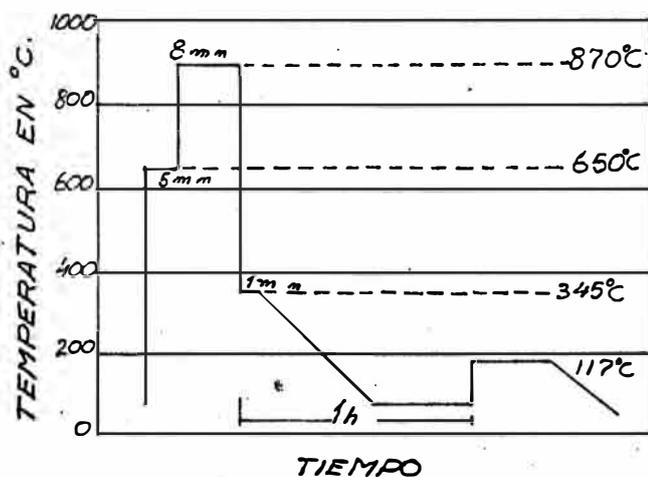
Estas camisas, se precalientan a 650°C durante 5 minutos a fin de reducir las tensiones, luego se les calienta a 860°C durante 8 minutos y se les tiempla 1 minuto en un baño de sal a 345°C y luego se les enfría en aire durante una hora, antes del revenido final a 175°C. La dureza de estas camisas llega a 50 Rockwell C.

Para obtener una estructura enteramente martensítica, es necesario que el enfriamiento en el paso de la temperatura de transformación sea uniforme. Es pues necesario que el enfriamiento al paso de las temperaturas de transformación sea uniforme. Es necesario que



TIEMPO EN SEGUNDOS
 DIAGRAMA 5-31

CURVAS TTT PARA UNA FUNDICION CON C: 3.75%; Si: 2.90% - Mn: 0.55% P: 0.40%; S: 0.065%; SE VE LA INFLUENCIA DEL GROSOR DEL GRANO Y EL TIEMPO NECESARIO A LA TRANSFORMACION. LA LINEA PUNTIAGUDA ES PARA UN GRANO GROSERO Y LA LINEA CONTINUA PARA UN GRANO FINO.



TIEMPO
 DIAGRAMA 5-32

REPRESENTACION ESQUEMATICA DE UN ENDURECIMIENTO POR TEMPLE ISOTERMICO

el tiempo a temperatura en el baño de temple sea lo suficiente para que la temperatura sea igual en todos los puntos de la pieza antes del enfriamiento.

La velocidad de enfriamiento depende de la forma y dimensión de la pieza y es a veces difícil obtener después del temple isotérmico una estructura enteramente martensítica.

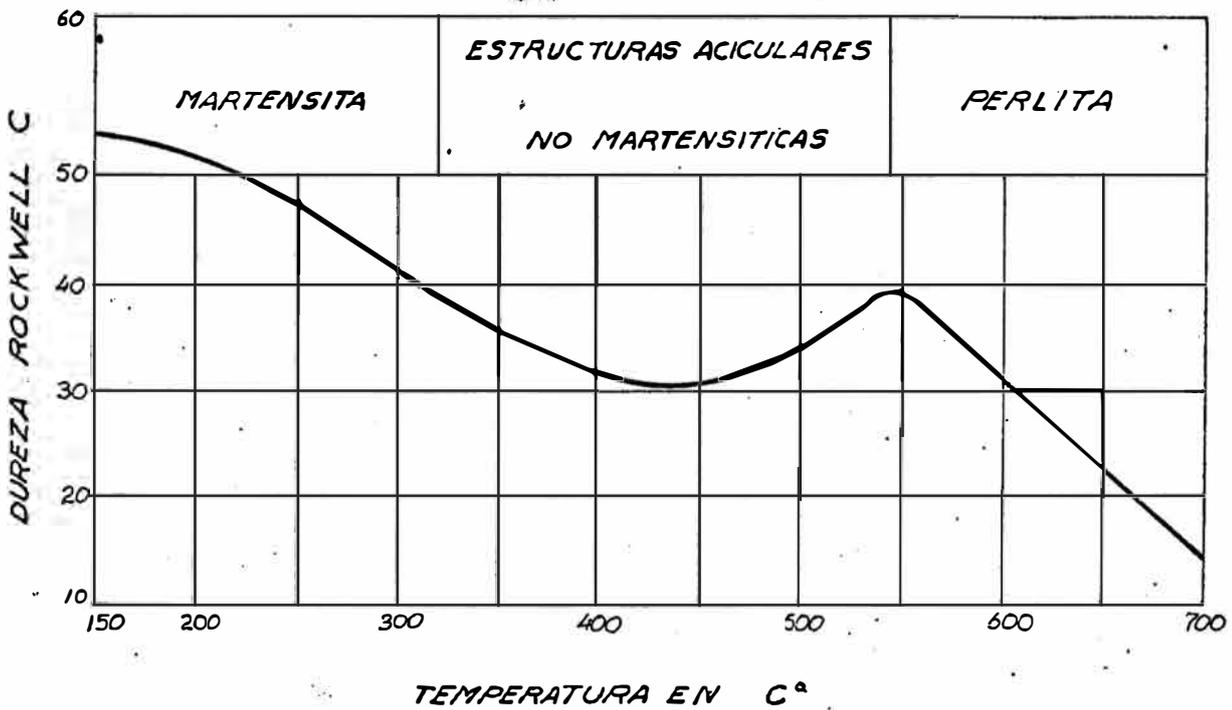
5.4.3.4 Características mecánicas obtenidas.-

Para una misma dureza, las piezas que han sido sometidas a un temple isotérmico pueden tener una resiliencia y una resistencia al desgaste ligeramente superiores a las mismas piezas que hayan sufrido un temple directo. Por consiguiente, para una misma fundición inicial, la dureza obtenida después del temple isotérmico es inferior a la obtenida por temple directo.

Como lo muestra la figura 5.25 relativa a una fundición moderadamente aleada al níquel. La figura 5.33 presenta las variaciones de la dureza en función de la estructura para una fundición de la siguiente composición:

Ct: 2.75 %; Si: 2.80 %; Mn: 0.55 %; P: 0.40 %

Naturalmente, estas variaciones dependen de la composición química de la fundición. Las durezas, después del temple, de la estructura bainítica es menos elevado que el de la estructura martensítica, pero después del revenido estas durezas pueden ser comparables. Por ejemplo una fundición resistente con bajo silicio tiene una dureza de 555 Brinell después del temple martensítico isotérmico (Temperatura mantenida a 260°C durante un minuto) y de 445 Brinell después del temple bainítico (temperatura mantenida a 275°C durante 30 minutos). Pero después de un revenido de 30 minutos a 390°C, la fundición martensítica tiene la misma dureza que la fundición bainítica, pero su resiliencia es menos elevada.



DÍAGRAMA 5-33

CURVA DE DUREZA EN FUNCION DE LA TEMPERATURA DE TEMPLE ISOTERMICO PARA UNA FUNDICION NO ALEADA.

TABLA XVII

MEJORAMIENTO DE LAS CARACTERISTICAS MECANICAS EN FUNCION DEL TRATAMIENTO

TRATAMIENTO	Resistencia a la tracción en Kg/mm ²	Dureza Brinell	Resiliencia	Límite de fatiga en Kg/mm ²	Relación de Dureza	Aumento en %	
						De la resist. a la tracción	De la dureza
Bruto de colado	34.0	217	2.49	12.0	0.35		
Calentamiento a 870°C. Temple en aceite; revenido a 565°C y enfriamiento en aire	47.0	311	2.21	12.5	0.27	31.9	29.0
Calentamiento a 870°C. Temple isotérmico a 510°C y enfriamiento en aire	44.5	248	2.07	12.0	0.28	25.4	0
Igual al anterior pero temple isotérmico a 345°C.	50.2	255	2.91	15.8	0.32	40.6	23.6
Enfriamiento en el molde hasta 870°C y después - temple al aire	46.5	248	2.49	14.7	0.32	30.8	20.0

La tabla XVII relativa a una fundición moderadamente aleada de la siguiente composición química:

C: 2.84 %; Si: 1.40 %; Mn: 0.67 %; Ni: 1.68 %; Cr: 0.16 %;
Mo: 0.46 %; Cu: 0.15 %; P: 0.11 %; S: 0.05 %

Muestra el mejoramiento de las características mecánicas por diversos tratamientos de temple. Para muchos, el temple isotérmico provoca menos deformación ó riesgo de rajaduras. Por ejemplo, las camisas de motores Diesel templadas en un baño de aceite a 900°C y revenidas a 290°C presentan una deformación media de 0.25mm. y a veces rajaduras. La deformación media de estas camisas es de sólo 0.070mm. después de un temple bainítico y de 0.062mm. después de un temple martensítico con un hinchamiento máximo de:

0.71mm. después del temple directo en aceite y revenido

0.25mm. después del temple isotérmico bainítico

0.23mm. después del temple isotérmico martensítico

Los ciclos de tratamiento han sido los siguientes:

Temple isotérmico bainítico:

Precalentamiento : 5 minutos a 650°C

Austenitización : 8 minutos a 870°C

Temple : 20 minutos a 250°C

Enfriamiento al aire.

Temple isotérmico martensítico:

Precalentamiento : 5 minutos a 650°C

Austenitización : 8 minutos a 860°C

Temple : 1 minuto a 345°C (con agitación)

Enfriamiento final a 175°C

Los tratamientos por temple isotérmicos de la fundición gris, pueden en ciertos casos mejorar las propiedades físicas de la pieza, tales como segmentos de pistón, tambores de freno, cigueñales.

El temple isotérmico da excelentes resultados para las piezas de formas complicadas y que deben presentar a la vez una gran resistencia al desgaste y una buena resiliencia. Este proceso es costoso, pero encuentra aplicación cuando las exigencias de la construcción son muy severas.

5.4.4.0 PRINCIPIOS METALURGICOS FUNDAMENTALES DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS DE LAS FUNDICIONES GRISES.-

Los fenómenos metalúrgicos en los tratamientos térmicos son complejos: en efecto, los diagramas de equilibrio fierro-carbono y fierro carbono-silicio no dan las estructuras reales que resultan de los tratamientos, salvo cuando las velocidades de enfriamiento son mínimas, y cuando toda la cementita de la perlita se transforma en ferrita y grafito. Tales velocidades no se pueden obtener por simple enfriamiento al aire o en la arena de un molde.

Para hacer intervenir las velocidades de enfriamiento corrientes, las variaciones de estructura de una fundición gris, en función de las temperaturas y según el grado de estabilidad, se ha esquematizado sobre un diagrama (figura 5-34). Como en todos los procesos de esta naturaleza, la transformación que se produce aquí tiende finalmente hacia la obtención de un estado más estable o al límite de un estado de equilibrio.

Para una fundición con 3 % de carbono por ejemplo, el diagrama de la figura 5-34 muestra que a 870°C, los constituyentes de la estructura son la austenita y el grafito, si el tiempo a esta temperatura es lo suficientemente largo para que la aleación esté al estado de equilibrio. Por consiguiente en las condiciones habituales de enfriamiento, la estructura llamada sobre el diagrama "estructura intermedia", es la constituida de austenita, de algunos carburos libres y de lamelas de grafito.

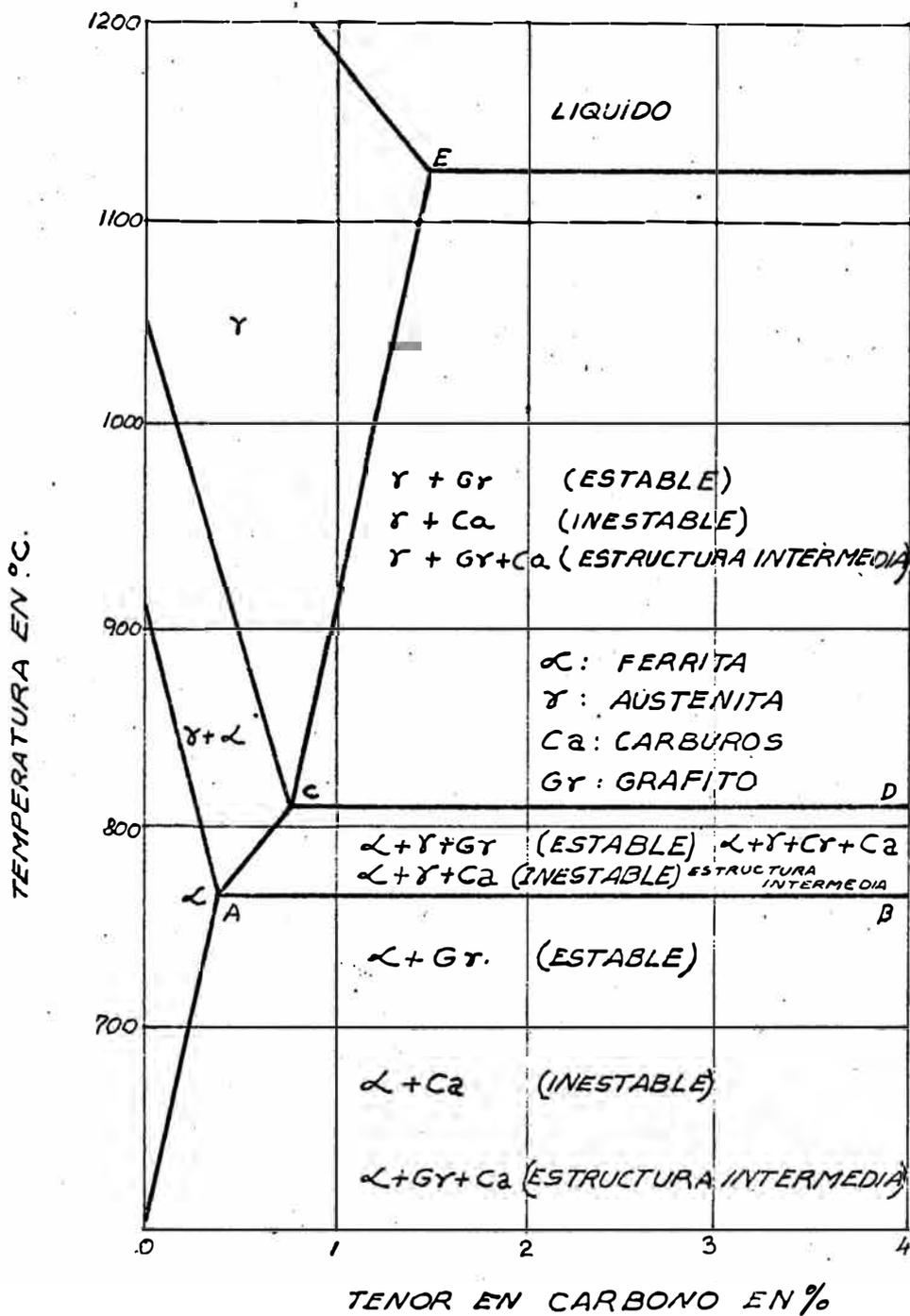


DIAGRAMA 5-34

REPRESENTACION ESQUEMATICA DEL DIAGRAMA DE EQUILIBRIO FIERRO - CARBONO PARA UNA FUNDICION CON 2% DE SILICIO

Cuando la temperatura se baja por abajo de la línea CD, la austenita comienza a transformarse en ferrita. En el enfriamiento, la ferrita aumenta disminuyendo la austenita, rica en carbono. El carbono que puede ser disuelto en la ferrita puede ser mínimo, la formación de ferrita se acompaña de una precipitación del carbono en grafito y lo más común en carburo de hierro para formar la perlita.

Como para toda operación metalúrgica, cada cambio de fase, exige un tiempo determinado. La figura 5-34 muestra que antes del enfriamiento la estructura obtenida será: ferrita - grafito - carburo de hierro. En efecto, esta es la estructura que frecuentemente se encuentra en una fundición bruta de colado.

Si la velocidad de enfriamiento es extremadamente lenta, la estructura estará compuesta sólo de ferrita y de grafito, pero en realidad para obtener esta estructura se recurre a un calentamiento prolongado por encima del punto de transformación.

Los átomos de carbono contenidos inicialmente en la austenita y en los carburos de hierro pueden haber recorrido distancias relativamente largas para depositarse sobre las lamelas de grafito más cercanas. Cuando la temperatura se baja, la velocidad de migración de los átomos disminuye hasta hacerse prácticamente nula, aunque sea a una temperatura superior de cientos de grados sobre la temperatura ambiente. En la práctica los enfriamientos son rápidos y una pequeña parte del carbón se deposita como grafito y la otra forma carburo de hierro que entra en la constitución de la perlita ó raramente en los cristales de carburos libres.

En otros términos, la mayoría de las fundiciones grises están en un estado intermedio entre el estado estable ideal y un estado inestable.

La estructura de las fundiciones grises depende por consiguiente de

dos factores:

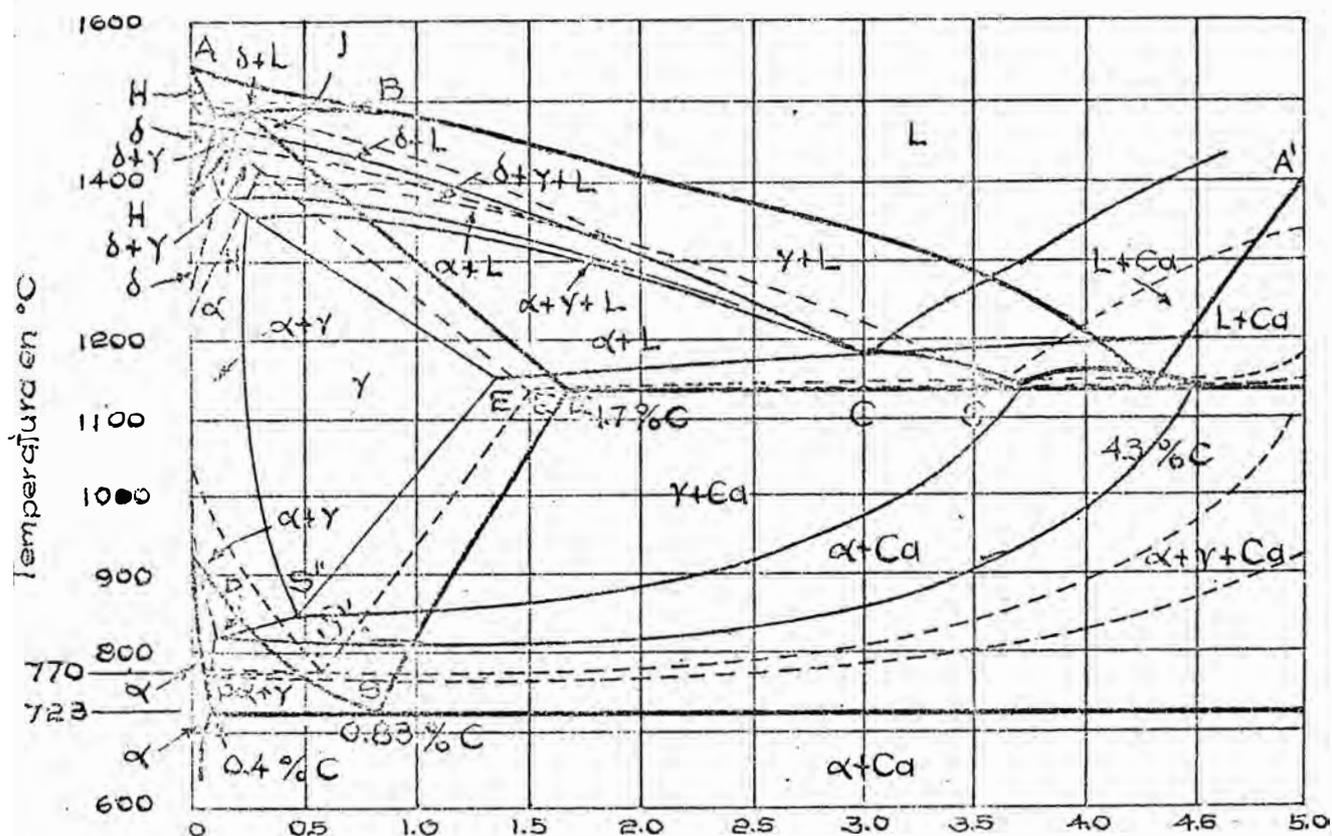
Composición química de la fundición

Velocidad de enfriamiento de la pieza.

Si la fundición contiene un porcentaje de silicio suficiente, ésta tiende a llegar al equilibrio estable, es decir, no contendrá carburos. Así cuando una fundición perlítica es calentada y mantenida a una temperatura vecina a la línea A-B (figura 5.34), los átomos de carbono tienen suficiente movilidad para efectuar una migración hacia las lamelas de grafito y para precipitar grafito; dejando una matriz de ferrita dulce donde el porcentaje crece a expensas de la perlita. Este proceso es el principio fundamental del tratamiento térmico de ablandamiento. Si la fundición es llevada rápidamente a una temperatura, hay la posibilidad de que la perlita no tenga tiempo de descomponerse y pueda subsistir hasta la zona A-B-C-D (figura 5.34). En esta zona, la perlita se transforma en austenita y cuando la temperatura se sitúa por encima de A-B-C-D, la austenita absorberá una gran cantidad de carbono a partir no solamente de carburos, sino también de lamelas de grafito. En este caso, la perlita desaparece por disolución, fenómeno que no se debe confundir con la descomposición por grafitización que se produce solamente por un enfriamiento muy lento o manteniendo una temperatura inferior a la temperatura de transformación. La austenización enriquece en carbono la matriz metálica y constituye por esto el principio fundamental del endurecimiento por temple. El carbono es el más importante agente de endurecimiento.

La influencia de la composición química es importante sobre todo el porcentaje de silicio para el endurecimiento contrariamente a lo que tiene lugar en el ablandamiento por recocido.

El tratamiento de estabilización está claramente demostrado en la figura 5-35. Los diagramas de equilibrio de tres tipos de fundición (porcentajes de silicio de 0.2 y 3.8 % son supuestos). En los



Tenor en Carbono en %
 DIAGRAMA 5-35.

α = Ferrita
 γ = Austenita

Ca = Carbono
 Gr. = Grafito

— Fe-C (Si = 0 %)
 - - - Fe-C (Si = 2 %)
 - · - Fe-C (Si = 3.8 %)

Diagrama Hierro-Carbono para diversos tenores en Silicio
 (%; 2%; 3,8%)

tratamientos térmicos los tres puntos S, S', y S'' son particularmente importantes. Es necesario llevar la fundición por encima de estas temperaturas para que en el enfriamiento, el endurecimiento se produzca por formación de martensita. Es por esto que el silicio aumenta la temperatura de temple y es necesario mantener este elemento en un porcentaje bajo (generalmente menos de 2 %) para evitar deformaciones ó fisuras de temple, por otra parte, el silicio disminuye el porcentaje de carbono disuelto en la matriz metálica hecha austenítica por mantenimiento a una temperatura superior a la del punto de transformación: esto es muy importante porque la dureza después del temple depende del porcentaje de carbono absorbido por la austenita.

Una fundición sin silicio puede a la temperatura de austenitización disolver 0.83 % de carbono, pero en la práctica todas las fundiciones contienen silicio y el porcentaje disuelto de carbono es inferior a 0.83 %. En las fundiciones grises, que deben sufrir un tratamiento de ablandamiento, los tenores habituales de este elemento están comprendidos entre 1.5 y 2 %. El porcentaje de carbono disuelto en la matriz es vecino a 0.55 % lo que da una matriz martensítica menos dura y que disminuye la eficacia de las operaciones.

Las consideraciones anteriores que dan una explicación de la formación de la ferrita y del grafito, de la perlita y de la cementita libre, pueden ser como sigue:

5.4.4.1 Composición química.-

La presencia de elementos grafitizantes retardan la formación de carburos libres y de la perlita. El elemento grafitizante más activo es el silicio, vienen en seguida el aluminio, el titanio, el níquel y el cobre. Los elementos que estabilizan los carburos como el cromo, molibdeno, vanadio y manganeso, retardan ó impiden la descomposición de los carburos y por consiguiente estabilizan la per-

lita.

5.4.4.2 Velocidad de enfriamiento.-

Cuanto más lento es el enfriamiento a partir de una temperatura superior a la temperatura de transformación, la matriz de la fundición tiende a la constitución ferrita - grafito. Un enfriamiento relativamente rápido, favorece la formación de perlita.

Se debe considerar que la formación de una estructura que contenga carburos, principalmente la estructura perlítica, exige cierto tiempo. Los átomos de carbono deben recorrer una cierta distancia antes de poder asegurar su unión con los átomos de fierro para formar los cristales de carburo. Las grandes velocidades de enfriamiento, tales como las obtenidas por temple al agua ó al aceite, pueden disminuir ó impedir la formación de perlita. La austenita estable a alta temperatura, puede existir a baja temperatura si el enfriamiento es extremadamente rápido. Si la austenita está aún presente a 95-205°C, se transformará en martensita, que es el constituyente de estructura necesario para el endurecimiento.

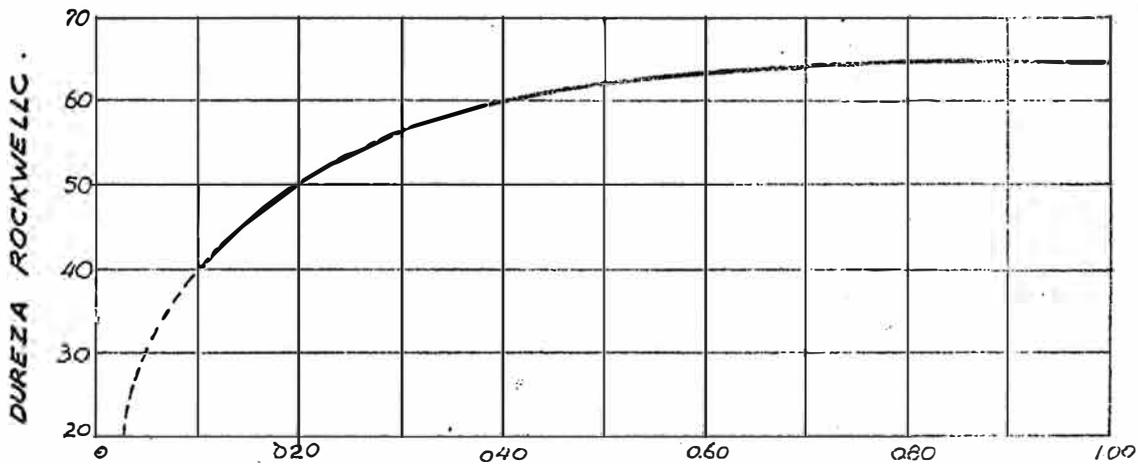
Contrariamente a otras transformaciones que se producen en la fundición gris durante el enfriamiento, a la hora de la transformación martensítica, los átomos de carbono no se desplazarán, la martensita, tiene la misma composición química que la austenita porque son del mismo origen. Es esta particularidad la que determina el endurecimiento por temple. La figura 5-36 muestra el aumento de la dureza con el aumento del tenor en carbono combinado. Es importante remarcar que la dureza de la fundición después del temple depende casi enteramente de este tenor; los otros elementos de la composición química pueden afectar la profundidad del temple pero no la dureza de ella.

Las estructuras martensíticas muy duras tienen tendencia a rajarse; es por esto que el rango de fundiciones que presentan estructuras martensíticas es muy limitado.

De todas formas, esta fragilidad se puede disminuir por un tratamiento de revenido después del temple. Este tratamiento permite que algunos átomos de carbono se separen de la martensita para formar algunos pequeños cristales de carburos libres aislados, lo que disminuye de forma moderada la dureza y la resistencia mecánica, pero aumenta la tenacidad y la ductilidad de la fundición.

Las transformaciones que dependen del tiempo (como la transformación de la austenita en perlita) así como las que son independientes (transformación de la austenita en martensita) se pueden representar por los diagramas TTT (temperatura-tiempo-transformación) formando curvas en S. La figura 5-37 da un ejemplo de tales curvas. La parte superior del diagrama está limitada por la temperatura de transformación, encima de la cual la matriz está siempre constituida de austenita, cualquiera que sea el tiempo a temperatura.

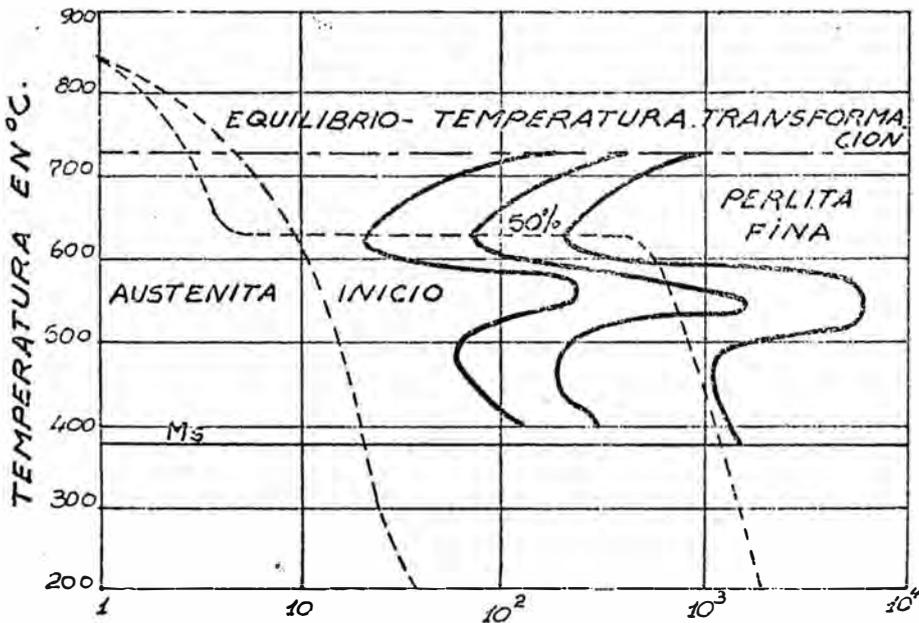
Si la fundición se calienta a una temperatura superior a la temperatura de transformación y se le enfría a una temperatura inferior a la que estuvo mantenida, como muestra la figura 5-37 la austenita se transforma poco a poco en perlita. El inicio de la transformación en perlita está indicada por la curva que dice inicio. 50 % de la perlita se forma según el tiempo de la segunda curva. Cuando el tiempo representado por la tercera curva llega, toda la perlita está formada. En este diagrama, el pico perlítico se sitúa en los alrededores de 650°C . Corresponde a la temperatura a la cual la transformación de la austenita en perlita es más rápido. La línea horizontal M_s determina la temperatura a la cual la austenita se transforma en martensita cuando la velocidad de enfriamiento es



TENOR EN CARBONO EN %.

DIAGRAMA 5-36

INFLUENCIA DEL PORCENTAJE DE CARBONO DISUELTOS EN LA AUSTENITA SOBRE LA DUREZA DE LA FUNDICION DESPUES DEL TEMPLE. LA DUREZA MEDIDA EN UNA PIEZA EN FUNDICION ES UN POCO MENOS ELEVADA EN RAZON DE LA PRESENCIA DE GRAFITO.



TIEMPO EN SEGUNDOS

DIAGRAMA 5-37

DIAGRAMA TTT (TIEMPO TEMPERATURA TRANSFORMACION) Y CURVAS EN S.

suficiente. Si una pieza debe ser endurecida en la masa, el enfriamiento, inclusive en el centro del espesor debe ser suficientemente rápido (curva en trazos punteados en la figura 5-37) para evitar el "pico perlítico". En ese caso toda la austenita se transforma en martensita. Si la velocidad de enfriamiento no es grande una parte de la austenita se transforma en perlita que no se puede transformar directamente en martensita. La mayoría de los elementos de aleación tienden a desplazar el "pico perlítico" hacia la derecha, es decir, hacia el tiempo más largo. Es por eso, en las piezas gruesas que poseen una gran inercia térmica, el "pico perlítico" se evita fácilmente, si se añade a la fundición elementos de aleación. Las figuras 5-38 a 5-42 muestran la influencia de ciertos elementos de aleación sobre la forma de los diagramas TTT relativos a diversas fundiciones aleadas.

Si la temperatura de transformación en el enfriamiento se fija por abajo de la que corresponde al "pico perlítico", la austenita, no se transformará en perlita pero si en una estructura particular llamada "bainita". La formación de la bainita depende del tiempo a temperatura.

El diagrama TTT de la figura 5-38 y 5-42 muestra las zonas de temperatura en la cual se sitúa el inicio y el fin de la transformación bainítica. La formación de la bainita como de la martensita dependen de la velocidad de enfriamiento que debe ser lo suficientemente grande para evitar el "pico perlítico". Como la fundición de estructura bainítica tiene características mecánicas interesantes (alta resistencia mecánica resiliencia relativamente elevada), se hacen tratamientos térmicos de temple esotérmico que transforman la mayor proporción posible de la matriz en bainita.

- Aptitud del temple.-

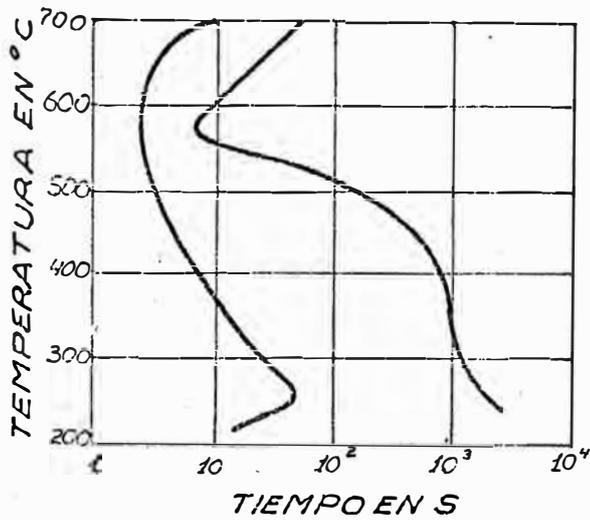


DIAGRAMA 5-38

DIAGRAMA TTT PARA UNA FUNDICION NO ALEADA CON 3.63% C Y 1.75% Si

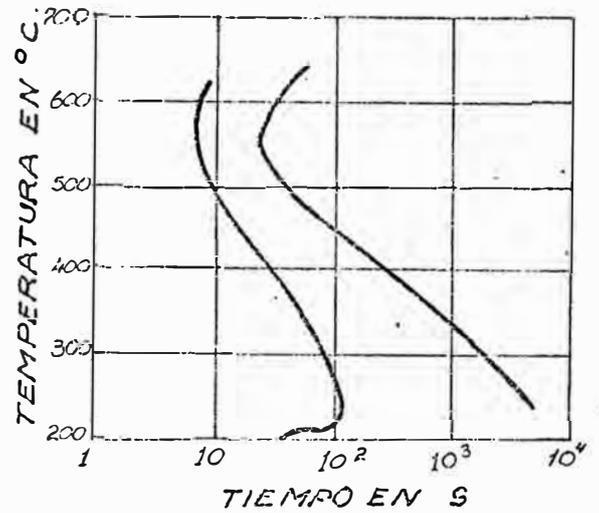


DIAGRAMA 5-39

DIAGRAMA TTT PARA UNA FUNDICION CON 3.68% C ; - 120% Si ; 2.03% Ni

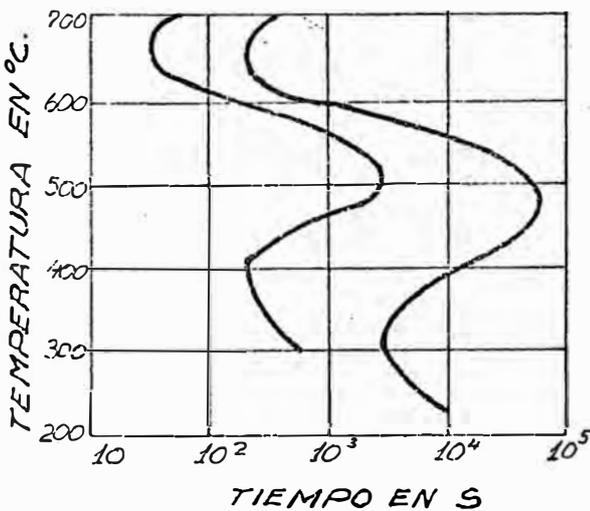


DIAGRAMA 5-40

DIAGRAMA TTT PARA UNA FUNDICION CON 2.58% DE C. 2.55% Si ; 1.02% Ni ; 0.53% Mo.

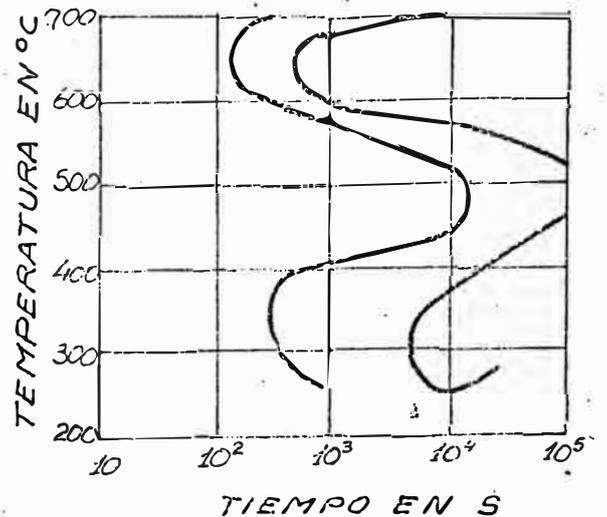


DIAGRAMA 5-41

DIAGRAMA TTT PARA UNA FUNDICION CON 2.41% C - 2.48% Si. ; 1.1% Ni ; 0.9 Mo

La aptitud al temple se puede definir como la aptitud más o menos grande del material a endurecerse una cierta profundidad. Esto no se debe confundir con el valor de la dureza obtenida después del temple que depende sobretodo de la estructura de la fundición después del tratamiento térmico y del porcentaje de carbono disuelto en el componente duro de la matriz, es decir en la martensita. La influencia del porcentaje de carbono disuelto sobre la dureza de la matriz metálica de la fundición está representada por la figura 5-36. El porcentaje de carbono contenido en la martensita es el mismo que el contenido en la austenita en el momento del temple.

La aptitud al temple, definida como la profundidad de la capa endurecida está influenciada por el tenor en elementos de aleación. Se ha mostrado que la matriz de una fundición gris se puede transformar en austenita por calentamiento a una temperatura superior a la temperatura de transformación. Por enfriamiento lento la austenita se transforma en perlita. Si la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente elevada, la mayor parte de la austenita se transforma en martensita que es muy dura. La velocidad de enfriamiento exigida para evitar la transformación de la austenita en perlita relativamente dulce (ó en otro constituyente) y para producir la transformación martensítica se llama "velocidad crítica de temple".

Si en los puntos interiores de la pieza, la velocidad de enfriamiento es mayor que esta velocidad crítica de temple, la estructura obtenida es la martensita, Si es mucho menor, la estructura es relativamente dulce y está constituida de perlita y ferrita ó en ciertas condiciones de bainita. Si la velocidad de enfriamiento es vecina a la velocidad crítica de temple, la dureza final de la matriz está situada entre los dos casos extremos anteriores, porque la estructura está constituida por una mezcla de martensita dura y perlita relativamente dulce.

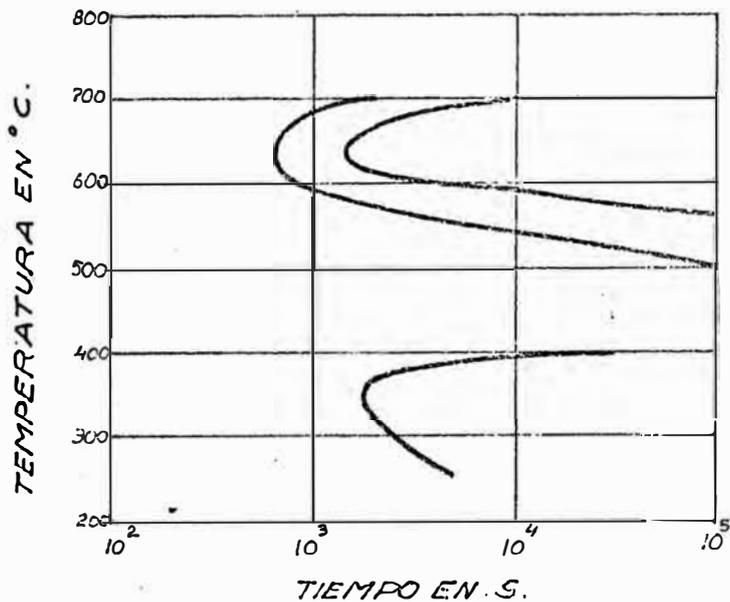


DIAGRAMA 5-42

DIAGRAMA TTT PARA UNA FUNDICION
 CON 2.56% C, 2.55% Si, 3.06% Ni, 1.02% Mo

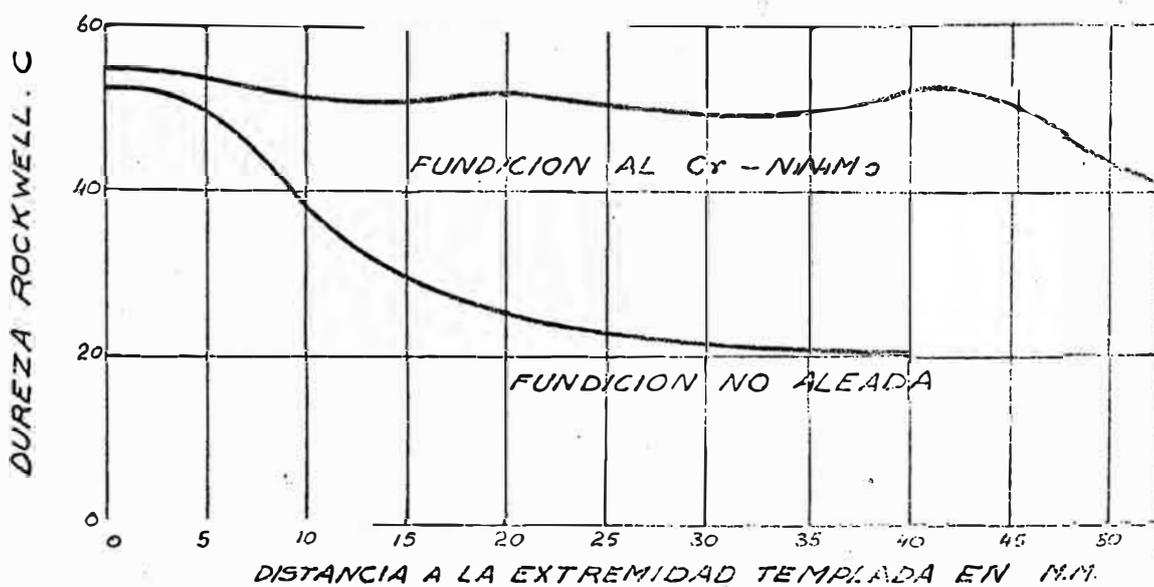


DIAGRAMA 5-43

TEMPLABILIDAD DE UNA FUNDICION ALEADA Y DE UNA
 FUNDICION NO ALEADA SEGUN EL ENSAYO JOMINY

Para asegurar el éxito del temple se hacen ensayos con probetas cilíndricas de diferentes diámetros. Las probetas que después del temple están compuestas de 50% de martensita y 50 % de constituyentes menos duros, será tomada como referencia y su diámetro dará la medida de la templabilidad. Es habitual medir la aptitud del temple por un ensayo llamado "ensayo Jominy"; en este ensayo, que tiende a normalizarse, una barra de 25 mm. de diámetro y de 75 a 100mm. de longitud se calienta a la temperatura de austenitización necesaria y se mantiene a esta temperatura durante 30 minutos. La barra se le monta verticalmente y luego se le rocea de agua en la base de la parte inferior con un chorro de 12.5mm. de diámetro.

Con este método se obtienen velocidades de enfriamiento diferentes en diversos puntos de la probeta según la distancia a la parte roceada de agua, velocidades grandes en los extremos templados y mínimas en el extremo opuesto. Las durezas se miden en puntos regularmente espaciados de 1.6mm. a partir de 1 a parte templada.

La figura 5-43 ofrece un ejemplo de una curva sobre la cual aparece la aptitud de temple de las fundiciones aleadas. Las durezas elevadas se pueden obtener por puntos enfriados lentamente.

C A P I T U L O V I

6.0.0.0 EL MAGNETISMO DE LAS FUNDICIONES

En la clasificación de los materiales magnéticos, la fundición se encuentra en el primer grupo, es decir, en el grupo de los materiales magnéticos no permanentes. Se les define a estos materiales por la propiedad de desmagnetizarse de la sobre presión del campo magnético H.

6.0.1.0. Influencia de los elementos sobre las propiedades magnéticas.-

6.0.1.1 Carbono.- La elevación del tenor en carbono, baja el punto de saturación y disminuye la permeabilidad. Pero en el estado en el cual se encuentra el carbono tiene una influencia, en la forma combinada, hay una acción más marcada sobre la disminución de la permeabilidad magnética que al estado libre, Por consecuencia, las fundiciones ferríticas tienen una permeabilidad magnética mayor que las fundiciones perlíticas y sobretodo una permeabilidad magnética mayor que las fundiciones perlíticas y sobre todo que las fundiciones blancas. Prácticamente es posible mejorar las propiedades magnéticas por un tratamiento de recocido. Un recocido a alta temperatura provoca un grano grosero, y se caracteriza por pequeñas pérdidas de histericie y por una permeabilidad relativamente elevada para una baja inducción magnética. La fuerza cohesiva es contraria de la permeabilidad magnética y es mayor cuanto mayor sea la proporción de cementita libre ó de perlita. Con tenor en carbono constante, la permeabilidad magnética es más elevada cuando el grafito se aproxima en la forma esférica; la fundición con grafito esferoidal tiene una permeabilidad más elevada que la fundición maleable con núcleo negro ó que la fundición con grafito lamelar. La tabla XIV da los valores de la inducción magnética B en algunos tipos de fundiciones.

6.0.1.2. Silicio.- Este es el elemento que favorece la grafitización, lo que vuelve a la fundición ferrítica; esta estructura es la más favorable y tiene una permeabilidad magnética. Con tenores crecientes en silicio, la fuerza cohesiva disminuye y llega a valores mínimos (2 Oersteds), para un porcentaje superior a 5 %. Paralelamente la permeabilidad magnética disminuye hasta el 5 % de silicio, después se eleva lentamente hasta 6 veces su valor primitivo, para disminuir lentamente para tenores superiores a 7 %; el tenor más favorable al magnetismo está entre 5 y 7 %.

TABLA XVIII

Intensidad del campo magnético en Gauss	Acero dulce	Fundición Gris Ordinaria	Fundición Maleable con núcleo blanco.	Fundición maleable con núcleo negro	Fundición maleable con núcleo negro, sin cordón perlítico
25	14,000	6,000	7,600	11,000	12,000
50	15,000	7,800	9,350	12,000	13,000
10	16,500	9,000	11,100	13,200	14,000

Los valores cohesivos para estas mismas fundiciones, son respectivamente: 2 a 4; 13; 8 a 9; 2 a 3 y 1 a 5 Oersteds.

6.0.1.3 El fósforo.- Este elemento en general no tiene influencia sobre las propiedades magnéticas cuando se presenta en pequeños porcentajes.

6.0.1.4. Manganeso.- En pequeños porcentajes el manganeso no impide el magnetismo, pero cuando el tenor llega a valores elevados, la permeabilidad y la inducción disminuyen; la fuerza cohesiva aumenta. Con un porcentaje de 12 %, la fundición es amagnética.

6.0.1.5. Cobre.- Una pequeña adición no tiene influencia sobre el magnetismo, pero si el tenor pasa de 0.5 %, la permeabilidad magnética disminuye y la fuerza cohesiva aumenta.

6.0.1.6 Cromo.- El tenor en cromo más favorable para la obtención de una fuerza cohesiva elevada es de 0.7 %.

6.0.1.7 Níquel.- El níquel juega un rol muy importante en las fundiciones amagnéticas. Los elementos tales como el níquel y el manganeso dan a la fundición una estructura austenítica y amagnéticas cuando están en proporciones elevadas. Con adiciones progresivas de níquel en una fundición austenítica y amagnética, se pasa gradualmente de la austenita con 14 % de níquel, a austenitas más cargadas al níquel y que son amagnéticas para dar por resultado finalmente al níquel que es magnético.

El tipo más conocido de fundiciones amagnéticas es la fundición austenítica con 14 % de níquel; 6 % de cobre y 2 % de cromo, conocida con el nombre de Ni-Resist. Existen otros tipos, que son las fundiciones con 10 % de níquel y 5 % de manganeso (fundiciones Nomag), ó las fundiciones con 10 % a 12 % de manganeso.

6.0.2.0. Elección de las fundiciones amagnéticas.-

1er. Caso.- La fundición debe ser amagnética y resistir a la corrosión. Se debe elegir la fundición Ni-Resist.

2do. Caso.- La fundición debe ser amagnética, sin presentar una resistencia particular a la corrosión ó a las temperaturas elevadas. Se pueden obtener excelentes resultados con fundiciones menos caras. Se puede elegir por ejemplo la siguiente composición química:

- Carbono : 3.10 - 3.20 %
- Silicio : a adaptar según el espesor.
2.2 a 2.4 % en espesores de 10mm. ó barra de 20mm.
2.0 a 2.2 % en espesores de 20mm. ó barra de 40mm.
- Manganeso : 5.2 a 6.0 %
- Azufre : máx. 0.05 %
- Fósforo : máx. 0.10 %

Las propiedades mecánicas son análogas a las de las de las fundiciones Ni-Resist. La resistencia a la tracción no es elevada (20 Kg/mm²) y disminuye rápidamente cuando el tenor en carbono aumenta; pero el alargamiento y la resistencia a los choques es superior al de las fundiciones clásicas. La fundición es prácticamente amagnética (la permeabilidad magnética es inferior a 1.05). Esta propiedad se conserva hasta temperaturas muy bajas.

6.1.0.0 LOS CONTROLES EN FUNDICION.

6.1.1.0 El control del carbono en el cubilote.-

Es imposible fabricar en el cubilote fundiciones de calidad sin conocer las reglas que rigen la solubilidad del carbono en la fundición

El tenor en carbono eutéctico de una fundición tiene una importancia primordial y es conocido que una fundición hipereutéctica da lamelas gruesas de carbono primario que ocasionan fragilidad y dan funciones de calidad de fundición: mínima contracción y buena colabilidad; cuando una fundición es hipoeutéctica, es decir cuando tiene menos carbono total, sus características mecánicas son elevadas. Desgraciadamente, el tenor en carbono eutéctico varía en función de otros elementos contenidos en la fundición ordinaria y el diagrama fierro-carbono es insuficiente para determinar el punto eutéctico de una fundición dada. Con este fin y para precisar esta variación en función del tenor en silicio, Greiner ha trazado el diagrama de la figura 6.1. El trazo en líneas llenas que no es otra cosa que el diagrama fierro-carbono, muestra bien que el eutéctico se obtiene con un tenor de 4.3 % de carbono cuando no hay otros elementos más que el hierro. Ciertos elementos y en especial el silicio desplazan considerablemente el punto eutéctico. Greiner ha trazado un diagrama ternario en donde los trazos punteados y los trazos mixtos son los cortes con 2 y 4 % de silicio.

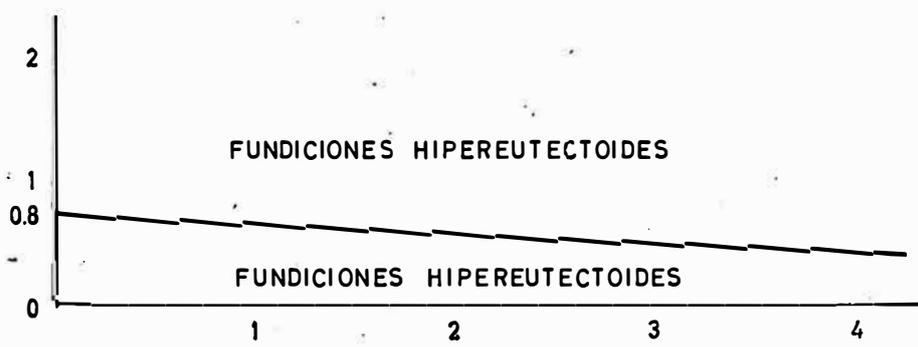
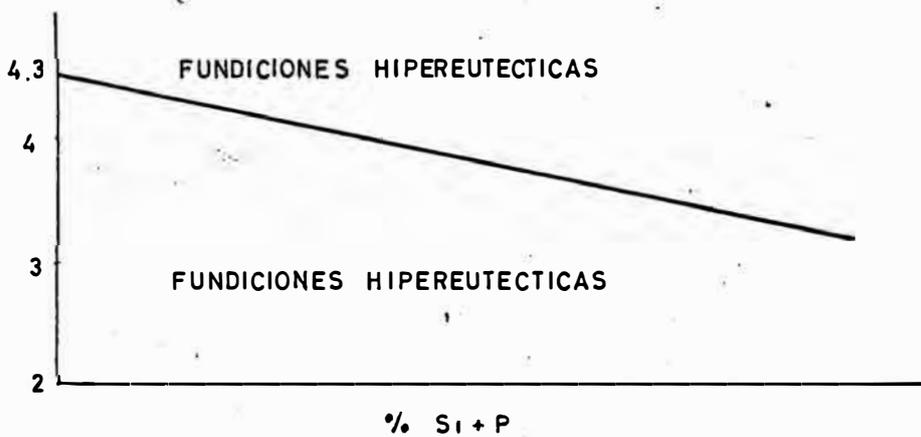
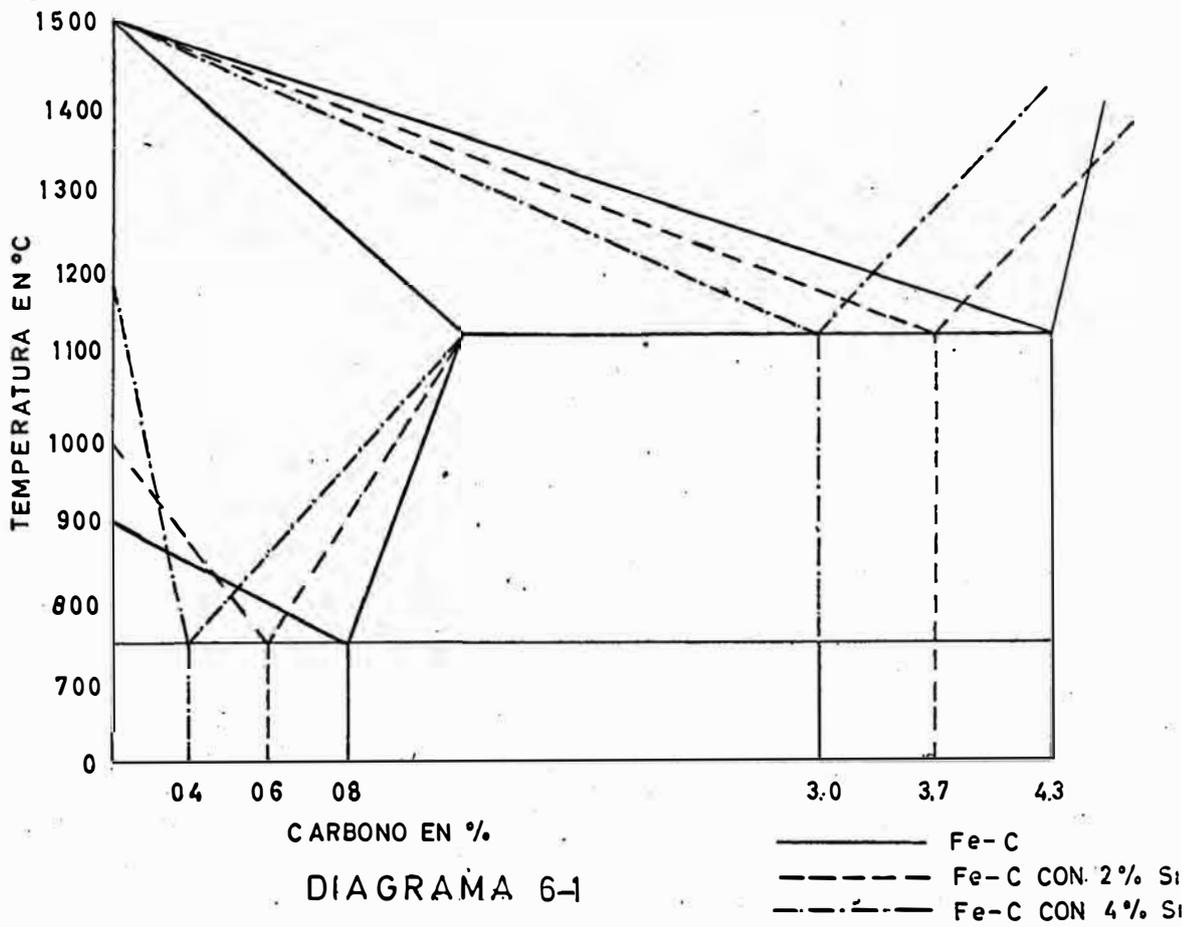


DIAGRAMA 6-2

VARIACION DEL CARBONO EUTECTICO EN FUNCION DEL % DE Si+P y DEL CARBONO EUTECTOIDE EN FUNDICION DEL % Si

El silicio interviene en la misma forma en el eutectoide, es decir que el tenor en carbono de la perlita disminuye y cuanto más aumenta el silicio, más disminuye el porcentaje de carbono en la perlita.

Las variaciones del tenor en carbono eutéctico están en función del silicio y del fósforo, y están dadas por la siguiente fórmula:

$$CE : 4.3 - 0.3 (Si - P) \%$$

El diagrama de la figura 6.2 ha sido establecido según esta fórmula y permite evitar los cálculos y en función del tenor en carbono llevado a las abscisas y el (Si - P) en las ordenadas se determina la eutecticidad de las fundiciones ordinarias. El tenor en carbono del eutectoide perlítico en función del tenor en silicio es el siguiente : $CE: 0.85 - (0.125 \times Si \%)$.

La Tabla XIX establecida, según la clasificación ASTM, da fundiciones con características crecientes y su equivalente en carbón en función del espesor. Para obtener características determinadas, el equivalente en carbono varía entre ciertos límites y en forma inversamente proporcional al espesor de las piezas a colar. Para las diferentes fundiciones consideradas en la tabla siguiente, si el espesor es constante, el tenor en silicio que regula la cantidad de carbono combinado no varía y queda igual, el fósforo disminuye y la calidad aumenta, pero es sobre todo el tenor en carbono total que disminuye, lo que prueba que la calidad de las fundiciones crece con la disminución del tenor en carbono.

TABLA XIX

Clase	R Kg/mm ²	H Brinell	Equivalente según el espesor
20	13 - 19	130 - 200	12 mm : 4.5 12 - 25 mm : 4.3 25 mm : 4.0
25	19 - 22	160 - 220	12 mm.: 4.2 12 - 25 mm : 4.1 25 mm : 3.8
30	22 - 25	180 - 230	12 mm : 4.0 12 - 25 mm : 3.9 25 mm : 3.7
35	25 - 29	180 - 230	12 mm : 3.9 12 - 25 mm.: 3.8 25 mm : 3.5
40	29 - 34	180 - 240	12 mm : 3.8 12 - 25 mm : 3.6 25 mm : 3.4
50	34 - 41	210 - 270	12 mm : 3.7 12 - 25 mm : 3.4 25 mm : 3.2

6.1.2.0 Control del equivalente en carbono.-

6.1.2.1 Método gráfico.-

Hace algunos años, Reese había establecido un diagrama para determinar el porcentaje de carbono en una fundición en el canal de colada. Figura 6 - 3. Este diagrama ha sido hecho en función del porcentaje de acero en las cargas, pero no tiene en cuenta la fundición empleada. Leví ha establecido el diagrama de la figura 6 -4 dado el carbono en el canal de colada en función del carbono contenido en la carga. Este diagrama se ha hecho para una fusión en un aparato bien conducido y es aprovechable para fundiciones con 2 % de silicio y 0.2 % de fósforo. Suponiendo por ejemplo que por razones de colabilidad y de espesor estamos obligados a colar fundiciones con 2.4 % de silicio y 0.6 % de fósforo, estando los porcentajes entre los límites de aplicación del diagrama de Leví, se pueden aplicar sus correcciones, pero es más fácil trazar de una vez el diagrama adecuado, para esto, es suficiente trazar dos puntos de la recta. Ver la figura 6 -5.

Primer punto: el punto eutéctico donde el carbono en la carga y en el canal son idénticos; está dado por la fórmula:

$$Ec = 4.3 - 0.3 (2.4 - 0.6) = 3.4 \% C$$

Segundo punto: Según la ecuación de Leví:

$$C \text{ en el canal} = K - 0.5 (\% \text{ de la carga} - 2 \%)$$

$$3.4 = K - 0.5 (3.4 - 2); K = 2.7$$

6.1.2.2 Método experimental.-

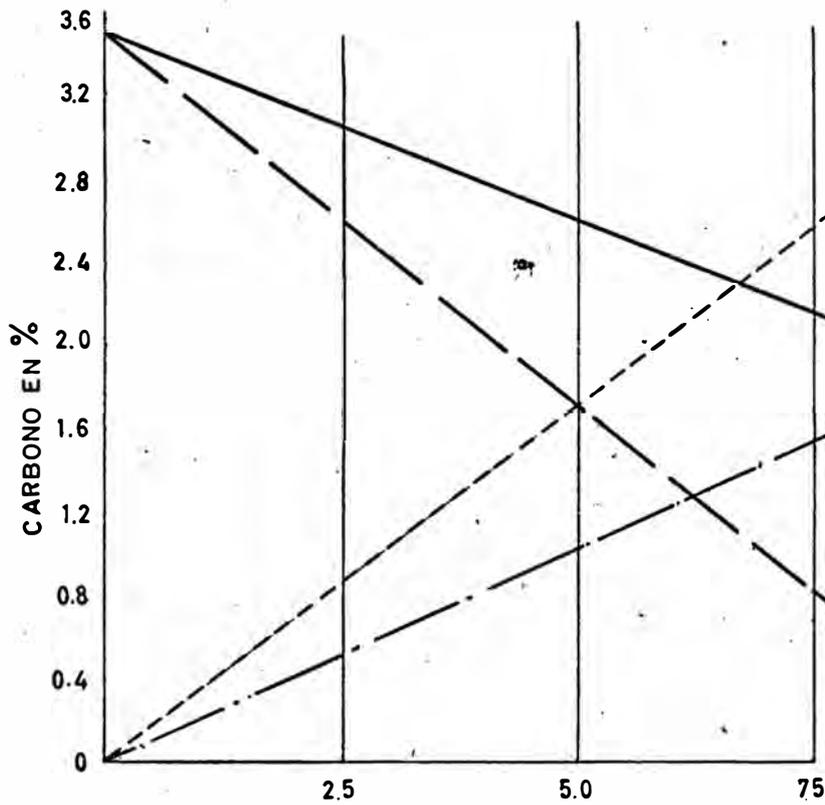
Los trabajos del B.C.I.R.A. han mostrado que existe una correlación lineal entre la composición química expresada por el equivalente en carbono.

$$Ec = Ct \% - \frac{Si}{4} - \frac{P}{2} \% \dots\dots\dots (1)$$

y la temperatura del líquido

Esta correlación está dada por la siguiente ecuación:

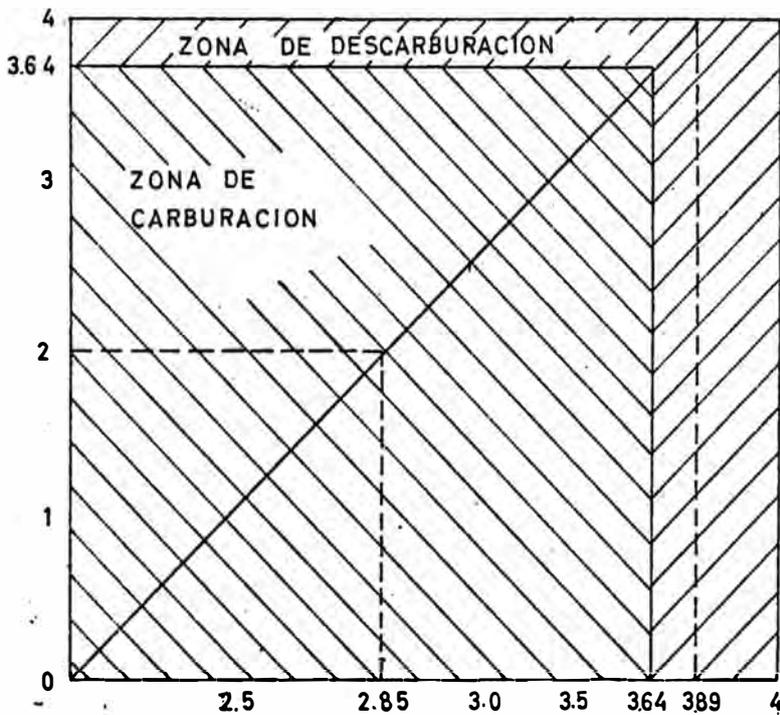
$$T \text{ Liq } ^{\circ}C = 1669 - 124 (Ct \% - \frac{Si}{4} - \frac{P}{2} \%) \dots\dots\dots (2)$$



PORCENTAJE DE ACERO EN LAS CARGAS

DIAGRAMA 6-3

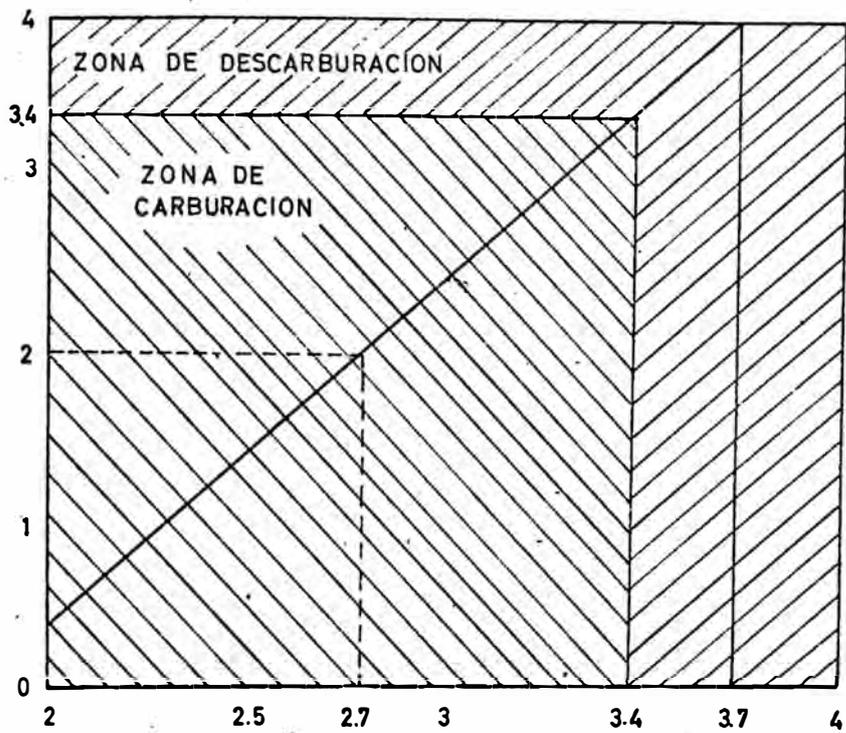
- BUENAS CONDICIONES C EN EL CANAL
- - - - C EN LAS CARGAS
- · - · C DISUELTO BUENAS CONDICIONES
- - - - C DISUELTO MALAS CONDICIONES



% DE C EN LA FUNCION EN EL CANAL

DIAGRAMA 6-4

LA FUNDICION



% DE CARBON EN EL CANAL
 DIAGRAMA. 6 - 5

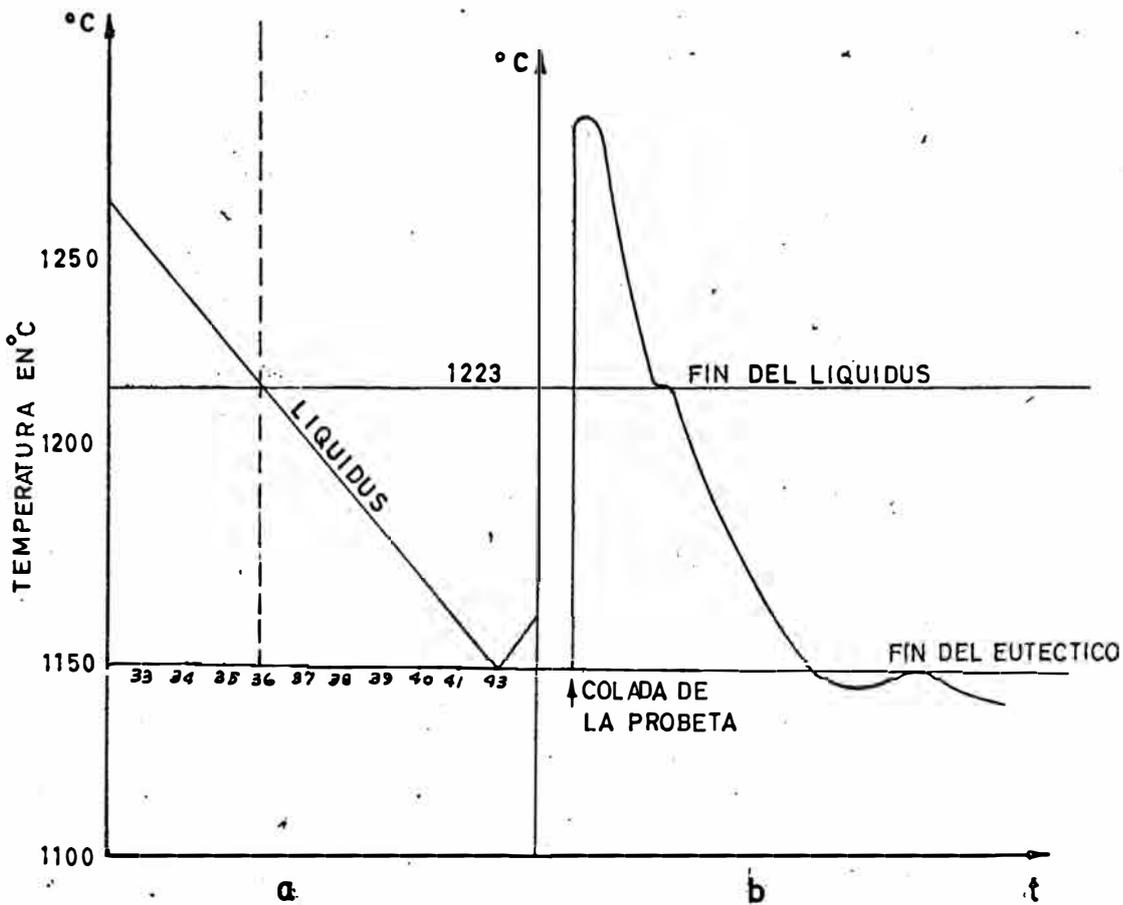


DIAGRAMA 6 - 6
 DIAGRAMA BCIRA PARA FUNCIONES HIPOEUTECTICAS

Esto es válido para las fundiciones hipoeutécticas, en otras palabras las fundiciones que tengan un carbono equivalente inferior a 4.3 %. El diagrama de la figura 6-6 muestra gráficamente la variación de la temperatura del líquidus, en función del equivalente en carbono. Considerando el enfriamiento y la solidificación de una fundición que tenga un equivalente en carbono de 3.6% (línea vertical de la figura 6-6a) colada de una pequeña probeta en arena. La curva de solidificación de la fundición (figura 6-6b) está registrada con la ayuda de un potenciómetro registrador, la soldadura caliente de una termocupla que ha sido ubicada en el interior de un tubo de cuarzo en el centro de la masa de la fundición líquida vaciada en la probeta. El inicio de la solidificación de la fundición (intersección de la vertical y del líquidus, figura 6-6b) se manifiesta por una anomalía (detención del líquidus, figura 6-6b). En la curva de solidificación hay un pequeño pico. Una segunda detención más importante que la primera y a más baja temperatura indica la etapa de solidificación eutéctica de la fundición (detención eutéctica, figura 6-6b) La temperatura de la detención eutéctica está dada por la fórmula:

$$T \text{ eutéctica en } ^\circ\text{C} = 1171 - 30 \left(1 - P \% - \frac{\text{Si} \%}{4} \right) \dots\dots\dots (3)$$

Esto es independiente del tenor en carbono.

La correlación (2) es conocida, y el registro de la curva de solidificación constituye un medio simple y rápido para determinar el valor del equivalente en carbono de la fundición. El conocimiento de este valor permite corregir eventualmente el análisis de la fundición antes de la colada por adición en la cayana. Si se conoce el tenor en silicio y en fósforo de la fundición se puede deducir el tenor en carbono con la ecuación (1). A partir de ese momento es posible calcular el grado de saturación eutéctica según la fór-

mula de Hanemann.

$$\text{GSE} = \frac{\% \text{ C}}{4.23 \% - 0.312 \text{ Si \%} - 0.274 \text{ P \%}}$$

y aplicando la fórmula establecida por la C.E.R.F. es posible deducir la resistencia a la tracción.

$$\text{Rt} : 122 - 139 \times \text{GSE} - 36.9 \times \text{GSE}^2$$

La tabla XX da la composición química de algunas fundiciones que han servido para el control de esta teoría, el grado de saturación eutéctica, la resistencia a la tracción medida y calculada y el equivalente en carbón medido y calculado.

TABLA XX										
No.	Composición química					GSE	Res. a la tracción		Equiv. carbón	
	C	Si	Mn	P	S		medida	calculada	med.	calc.
1	2.8	1.7	0.8	0.07	0.04	0.76	38.5	37.8	3.2	3.3
2	3.1	1.7	0.8	0.07	0.04	0.85	27.8	30.6	3.4	3.6
3	3.4	1.7	0.7	0.07	0.04	0.91	26.2	26.0	3.7	3.8
4	3.6	1.6	0.7	0.07	0.04	0.96	22.8	22.8	3.9	4.0
5	3.7	1.9	0.8	0.07	0.04	1.02	21.2	18.7	4.3	4.2

6.1.2.3 Modo operativo.-

Este método es fácilmente aplicable en fundición y sólo necesita un aparato relativamente simple.

a) El molde para la probeta, se hace en arena y puede ser llenado fácilmente con una cuchara que contenga 1 a 2 kilos de metal líquido.

b) Una termocupla con alambre de 0.5 mm. de diámetro en platino/pla-

tino rodio, se emplea para medir la temperatura del metal en el enfriamiento. Esta cupla se aísla con un tubo de dos canales de alumina refractaria y se introduce en una cápsula de sílice de 6 a 7 mm. de diámetro; esta última se reemplaza después de cada operación y la termocupla es fácil de recuperar cuando sea necesario.

c) El conjunto se mantiene verticalmente en el molde con una pinza, de tal forma que la soldadura sea al centro y a la mitad de la altura del molde. La velocidad de enfriamiento permite la medida con un potenciómetro manual ó mejor con un registrador automático. La figura 6-7 da las curvas de enfriamiento con un registrador a gran velocidad. La figura 6-8 da la curva con un galvanómetro registrador de baja velocidad.

d) Las curvas de enfriamiento se pueden obtener con un potenciómetro de mano ó con un cronómetro, ó un galvanómetro que tenga una velocidad de 300mm. por hora y en una escala de 10 a 16mv ó mejor un registrador electrónico con gran velocidad (50mm/min.) que tenga una escala de 10 a 15mv. La figura 6-9 da la temperatura de inicio de la solidificación en función del espesor: $C \frac{\%}{2} + P \frac{\%}{2} + Si \frac{\%}{4}$

6.1.2.4 Precisión.-

En los ensayos realizados B.C.I.R.A. todos los puntos determinados se han encontrado en una banda de más ó menos 0.04 %/ El carbono se puede determinar con suficiente exactitud y como el fósforo casi no varía en el cubilote y el silicio no varía más de 0.2 %, hay un error en carbono máximo de 0.05 %.

6.1.3.0 Ensayos de colabilidad.-

6.1.3.1 Generalidades.-

La aptitud de un metal para llenar enteramente un molde define la .

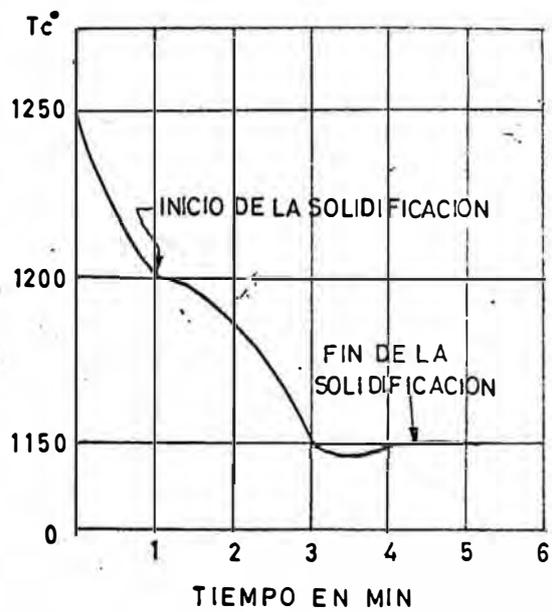
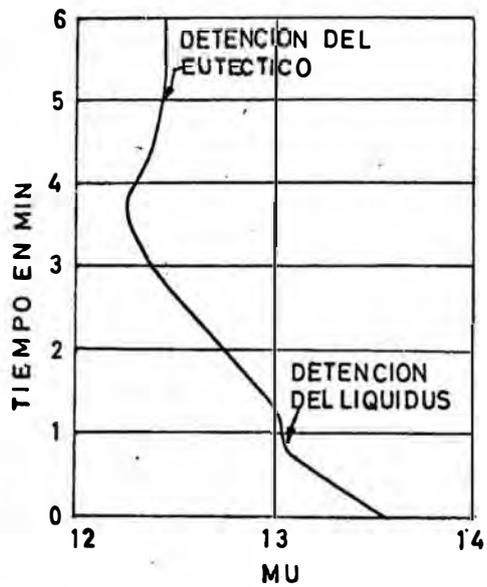


DIAGRAMA 6 - 7

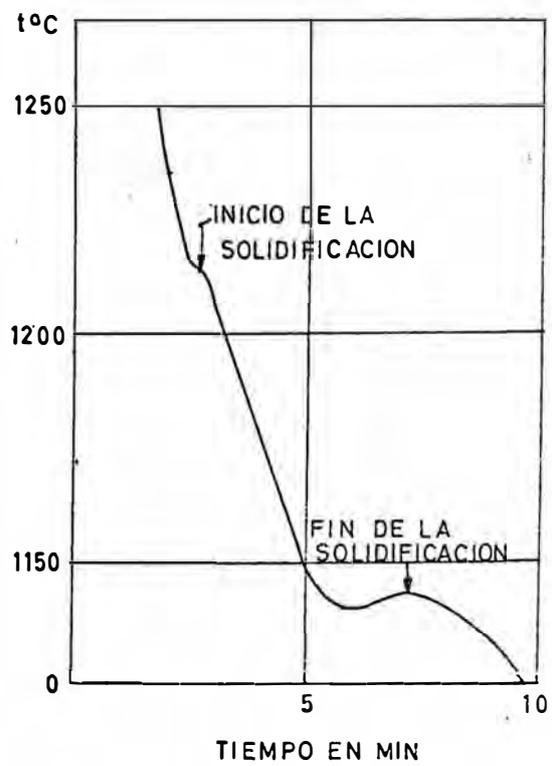
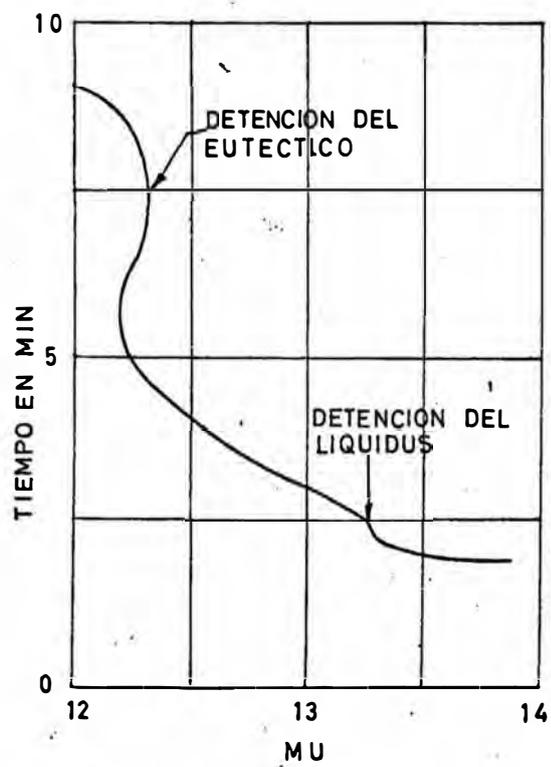


DIAGRAMA 6 - 8

colabilidad. Esta propiedad depende de la composición del metal, del sobrecalentamiento líquido y varía en sentido inverso del intervalo de solidificación. Esto está influenciado por las fases de los cristales primarios, es decir por la forma exterior de los cristales que nacen en la solidificación, depende en fin del estado de la superficie del molde, de su grado de secado y de su permeabilidad. No hay que confundir la colabilidad con la fluidez; este último es en efecto una propiedad física del metal independiente de las propiedades del molde.

Para apreciar la colabilidad de un metal, se cuela una probeta en forma de espiral (figura 6-10) en un molde bien horizontal. Cuanto mayor sea la longitud de espiral colado, mayor será la colabilidad del metal.

Las probetas de colabilidad empleadas corrientemente dan para una misma composición de metal y una misma temperatura de colada resultados donde la dispersión puede llegar al 10 %. El diseño propuesto por Portevin y Bastien (Fig 6-10) ha permitido obtener una dispersión de 2 % sobre 42 probetas. Las probetas empleadas presentan las siguientes particularidades:

- a) El dispositivo lleno asegura teóricamente un nivel constante encima del espiral.
- b) Un hoyo garantiza la constancia del orificio.

Las variaciones en los resultados de colabilidad producidos por los factores técnicos tales como la humedad de la arena, la permeabilidad la dureza del molde no tiene influencia sobre los resultados, siempre y cuando las probetas hayan sido coladas en verde.

6.1.3.2 Aplicación.-

Hay correlación entre la colabilidad, la temperatura y la composi-

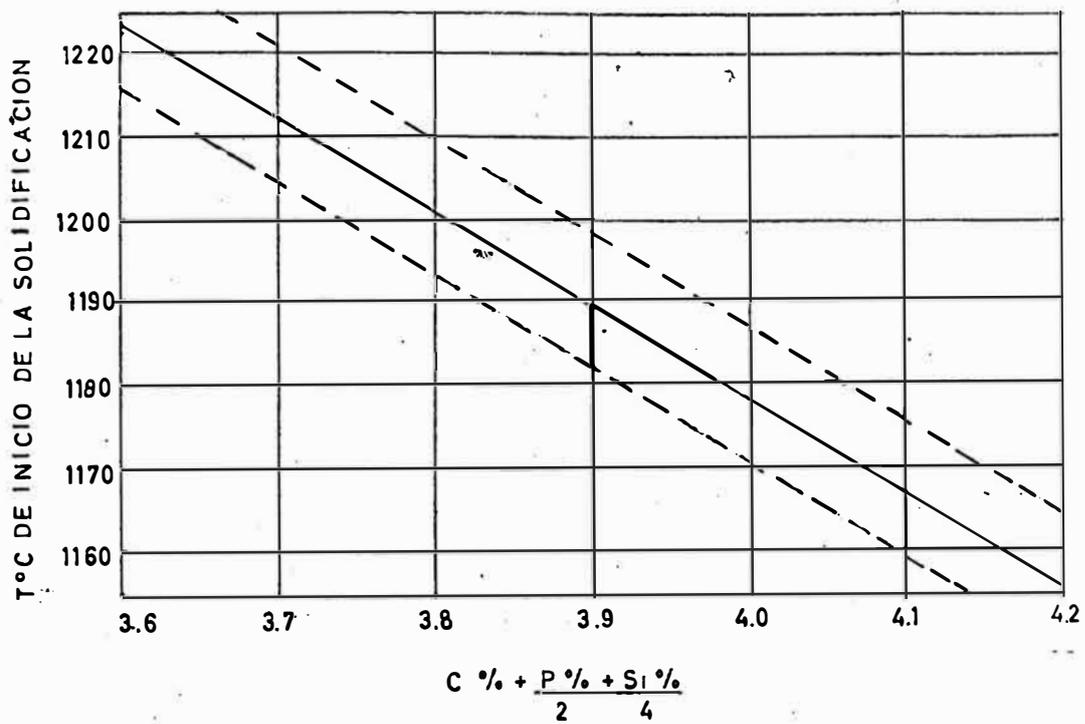


FIG. 6-9

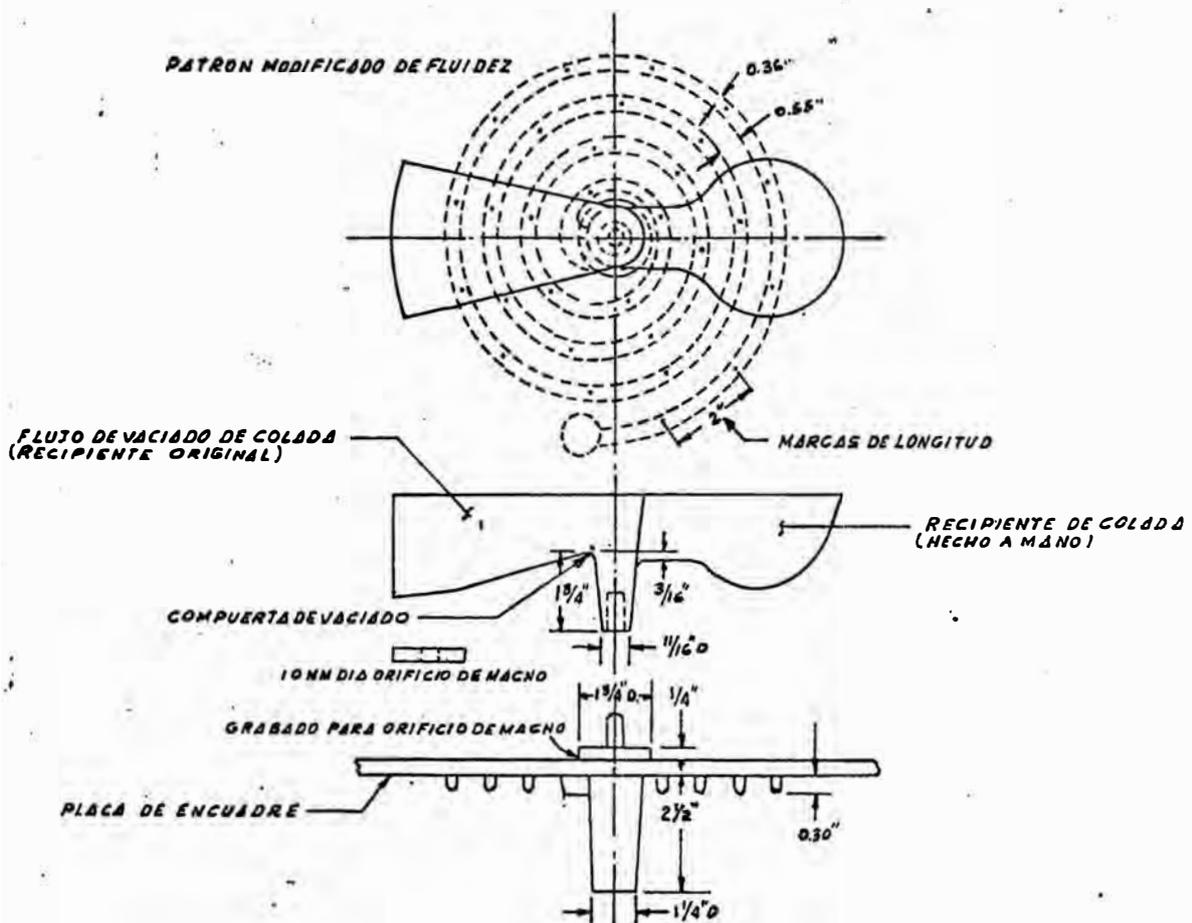


FIG. 6-10

ción de la fundición. Esta correlación está representada por el diagrama de la figura.

Así para una composición determinada, la medida de la colabilidad permite verificar la temperatura de colada. La medida de la temperatura y la colabilidad dan el valor teórico del factor de composición. La elección del $C \frac{1}{4}Si \frac{1}{3}P$ como factor de composición, en lugar del habitual $C \frac{1}{3} (Si P)$ (carbono equivalente), se explica por el hecho que el factor de composición busca expresar el efecto del carbono, del silicio y del fosforo sobre las propiedades del metal líquido es un tanto que el carbono equivalente expresa el efecto de estos tres elementos sobre el punto eutéctico.

El diagrama de la figura 6 - 11 permite encontrar la temperatura de colada de un metal que tiene una colabilidad determinada.

Si la composición del metal se modifica, la colada de las piezas se efectuará con la misma colabilidad y es posible ver a que temperatura es necesario llevar la nueva aleación. Se ha encontrado que las variaciones del tenor en manganeso afectan poco la colabilidad (para la preparación del diagrama de la figura 6 - 11, el tenor en azufre de la fundición ha sido de 0.10% más o menos). En muchas fundiciones de composición diferente, se ha procedido a hacer ensayos de colabilidad para azufres crecientes y manganesos diferentes.

Los resultados de estos ensayos han sido en parte resumidos en el gráfico de la figura 6-12 y se han sacado las siguientes conclusiones:

a) Cualquiera que sea la temperatura de colada, el efecto de azufre sobre la disminución de la colabilidad tiende a cero para un factor de composición de más ó menos 2.5.

b) La influencia del azufre es menor, cuanto menor sea la temperatura.

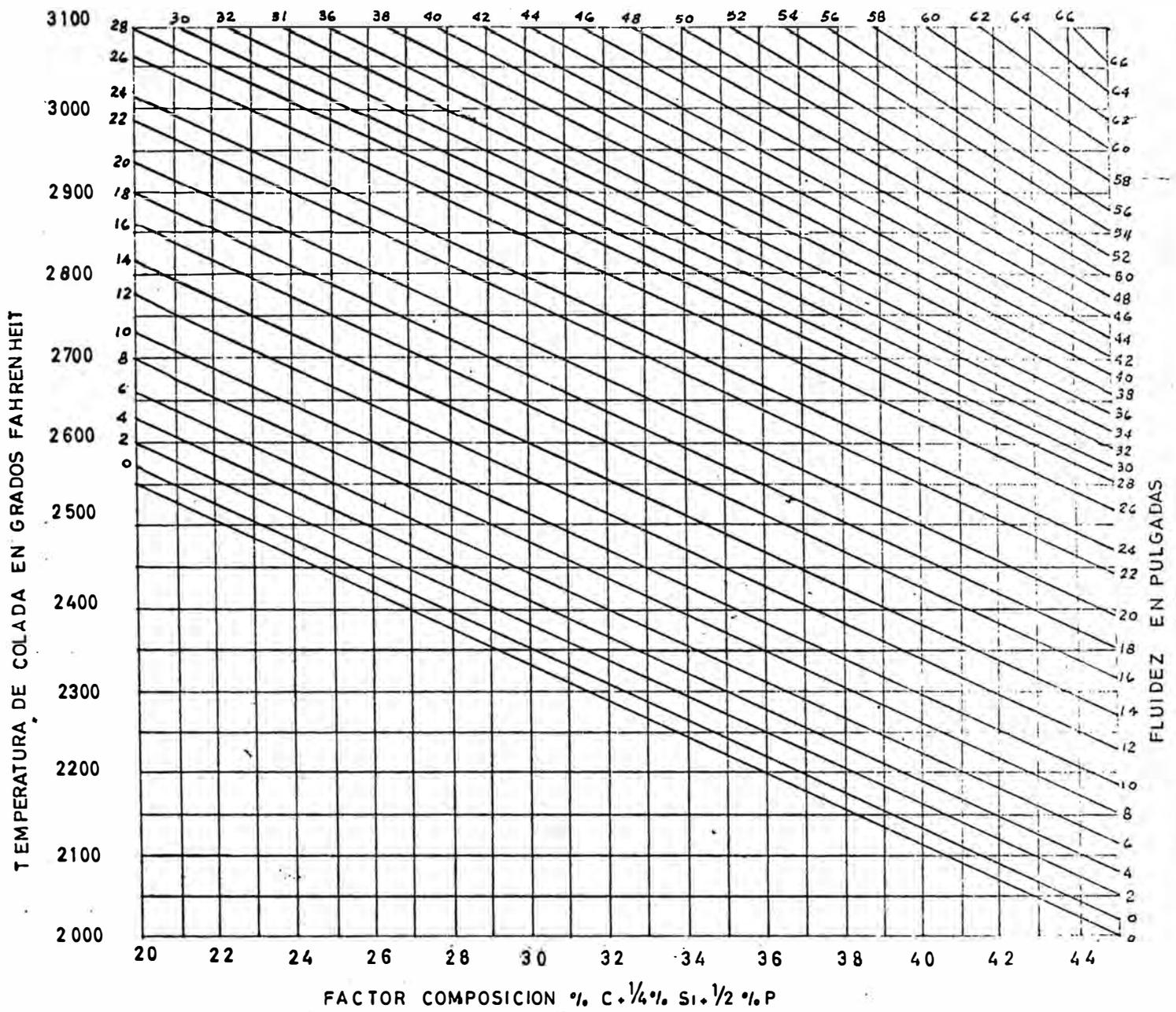


DIAGRAMA. 6-11

CORRELACION ENTRE EL FACTOR DE COMPOSICION (CABSISA)
 LA TEMPERATURA DE COLADA EN °F (ORDENADA) Y LA COLABILIDAD
 EN POUCES (PARAMETRO DE LAS RECTAS INCLINADAS) L

DECRECIMIENTO EN FLUIDES EN PULGADAS

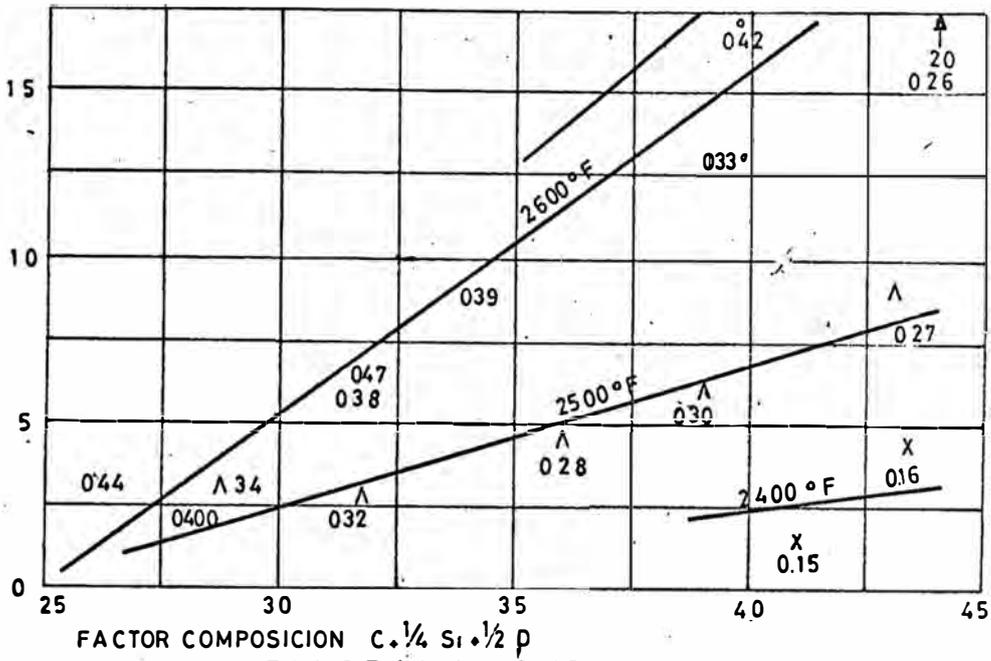


DIAGRAMA 6-12

INFLUENCIA DE S SOBRE LA COLABILIDAD ABCISA FACTOR DESCOMPOSICION;
 ORDENADA - DISMINUCION DE LA COLABILIDAD EN POUCES, PARAMETROS
 DE LOS PUNTOS: % S

PARAMETROS DE LAS RECTAS: TEMPERATURA EN °F

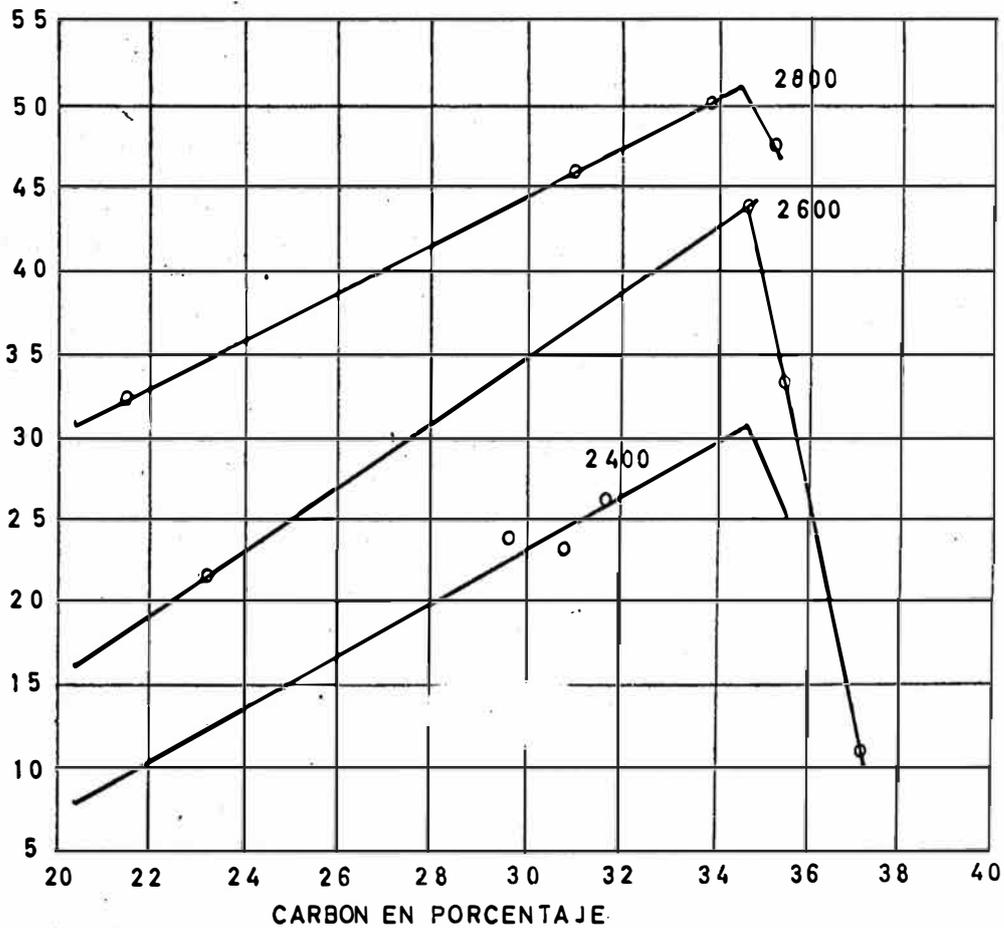


DIAGRAMA 6-13

EFFECTO DEL CARBON EN LA FLUIDEZ DEL FIERRO FUNDIDO
 COLADO A 2400 °F, 2600 °F, 2800 °F.

c) Para una temperatura de colada dada, la proporción de azufre que queda en la fundición es más grande para los factores de composición bajos que para los factores de composición más elevados.

El azufre parece ser más soluble en las fundiciones con factores bajos en composición. Para una fundición que contenga 2.2 % de silicio y 0.70 % de fósforo se han realizado una serie de ensayos de colabilidad haciendo variar el carbono. Los resultados obtenidos representados por la figura 6-13, muestran que el máximo de colabilidad se sitúa en los alrededores de 3.47 % lo que corresponde a un carbono equivalente de 4.44 %. En otros ensayos donde los resultados fueron objeto de la figura 6-14, muestran que el carbono equivalente correspondiente a la colabilidad máxima se sitúa en 4.56 %.

No es cierto que la no coincidencia entre el valor de 4.3 % generalmente admitido para el carbono eutéctico y el valor experimental de 4.56 % para la fluidez máxima pueda provenir de un sobre-enfriamiento de la aleación con 4.3 % de un error sobre el valor aceptado del carbono eutéctico. De hecho, cuando la composición corresponde a un carbono equivalente superior a 4.56 %; la colabilidad se reduce fuertemente aparentemente por la separación de grafito libre. En ensayos realizados por otro método sobre fundiciones de composición muyr próxima al eutéctico se ha confirmado que el máximo de colabilidad se sitúa en los alrededores de un carbono equivalente de 4.60%.

6.1.4.0 Probetas de temple.-

Los diferentes tipos de fundición marcan generalmente una diferencia bastante pronunciada en el efecto de temple cuando se enfrían rápidamente a partir del estado líquido. Esta aptitud de temple está en relación con las condiciones de fusión, el análisis químico y es especialmente función del carbono y del silicio así como de la sección de los moldes. Por ejemplo, en un molde de espesor normal, una fundición puede no presentar temple. Otra tendrá una fractura completamente gris y una tercera tendrá una fractura en parte

blanca y en parte gris. Colando una probeta en condiciones controladas de sección, el examen indica la aptitud para la colada de un tipo de pieza determinada.

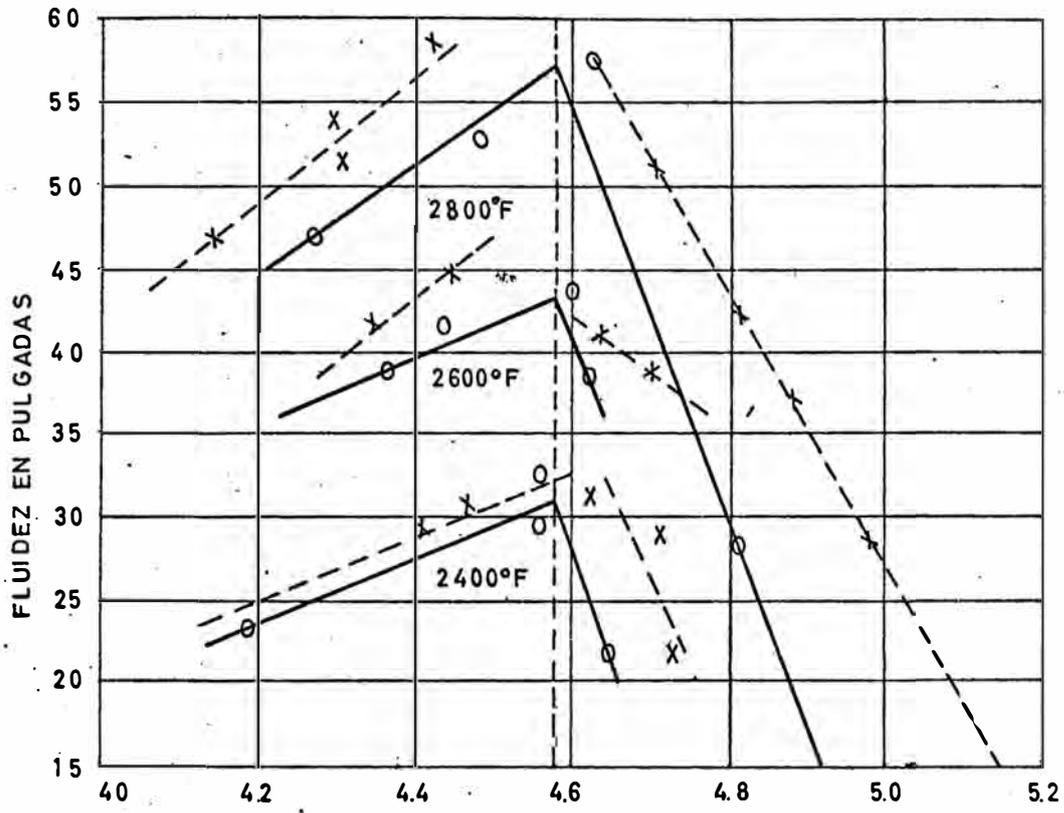
Los ensayos de temple pueden igualmente afectar sobre la eficiencia de un tratamiento de inoculación. Para disminuir el tiempo necesario para realizar el ensayo las probetas deben ser lo más pequeñas posible.

6.1.4.1 Las probetas del tipo triangular.-

Según las recomendaciones del "Institute of British Foundrymen", existen 8 dimensiones standard de probetas. "A" es la más pequeña y "H" la más grande. (Ver la figura 6-15). La tabla XXI indica las dimensiones como el tiempo total para realizar el ensayo.

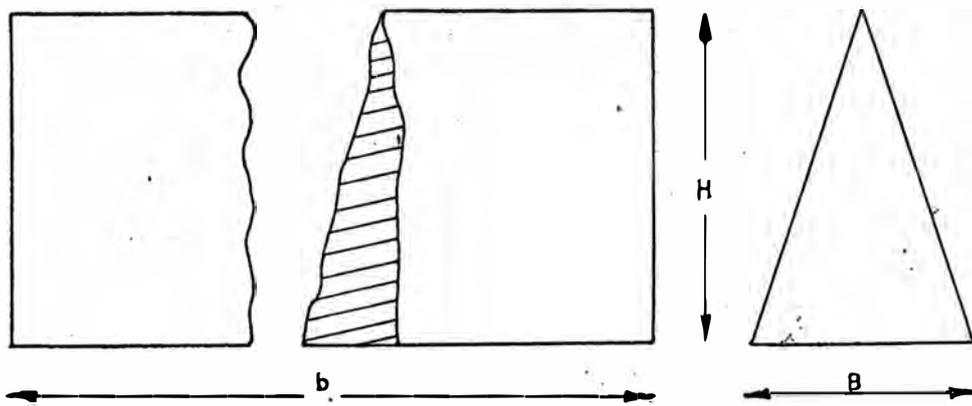
TABLA XXI				
Tipo	Base B en mm.	Altura H en mm.	Longitud L en mm.	Tiempo total del ensayo
A	6	11	57	35 seg.
B	13	22	101	40 seg.
C	19	38	127	1 min.
D	25	57	127	2 min.
E	38	86	152	3 min.
F	51	120	252	10 min.
G	64	165	203	15 min.
H	76	215	203	20 min.

Una fundición destinada a la colada de piezas delgadas tiene generalmente un carbono total alto y un silicio también elevado para eliminar el temple. Esta fundición deberá presentar poco ó nada de temple en la probeta. Se puede elegir el tipo A, B ó C. Por



CARBON EQUIVALENTE CE: $C\% + \frac{Si\% + P\%}{3}$

DIAGRAMA 6-14



PROBETAS DEL TIPO TRIANGULAR

DIAGRAMA. 6-15

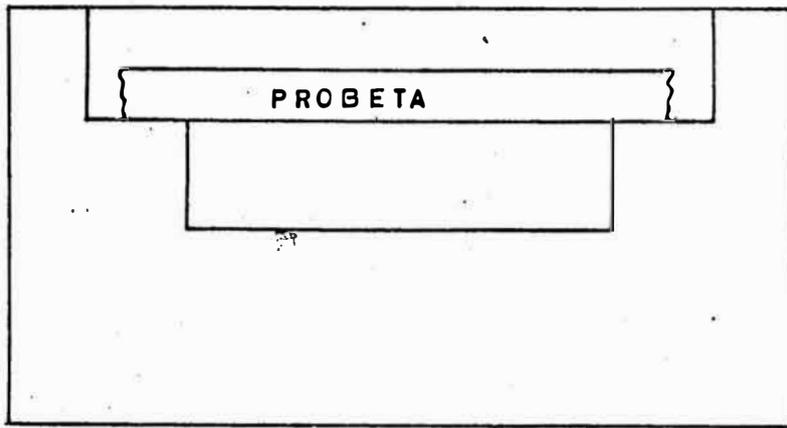


DIAGRAMA 6-16
APARATO PARA ROMPER PROBETAS

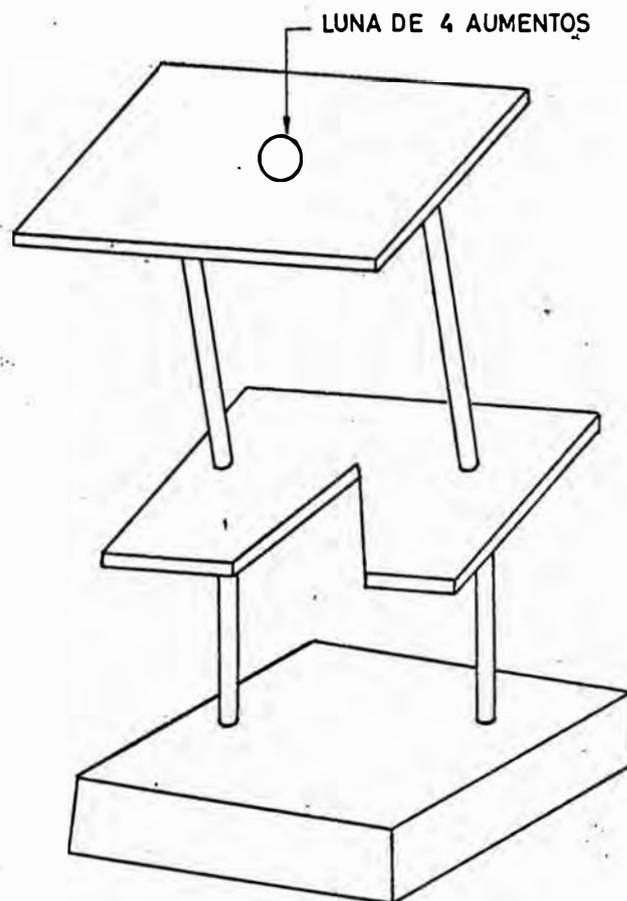


DIAGRAMA 6-17
LECTURA DE PROBETAS

otro lado si se deben colar piezas gruesas con gran dureza se elegirá las probetas del tipo D, F, ó E. Es preferible para evitar la influencia de las variaciones de humedad de la arena, colar las probetas en moldes estufados, ó mejor en moldes metálicos.

Desde el punto de vista práctico, se dispone de una probeta de fundición que ha sido colada en molde del tipo apropiado. La temperatura de colada debe ser standard y controlada con un pirómetro. Después del enfriamiento al rojo oscuro (600°C), la probeta se enfría en agua. Primero se enfría la base en agua, y se agita rápidamente para evitar la formación de vapor. Después del enfriamiento la probeta es rota en un dispositivo del tipo de la figura 6-16 y la lectura se hace en un aparato similar al de la figura 6-17 Según Joly, en una probeta de las siguientes dimensiones: B = 25; H = 100; L = 200; colada en un molde metálico con una fundición de composición comprendida entre los límites siguientes: C: 3.3 - 3.5; Mn: 0.5 - 0.9; S: 0.07 - 0.10; P: 0.15 - 1.10. La profundidad de temple en función del tenor en silicio se escalona como sigue:

Temple en mm.	Si %
20.0	1.15
17.5	1.24
15.0	1.34
12.5	1.50
10.0	1.73
7.5	2.04
5.2	2.30

De toda forma, como las variables de fundición a fundición son numerosas según los métodos de sobrecalentamiento, los tratamientos eventuales en la cayana y las características de la arena y el modo de colada, es bueno establecer en cada caso particular, la escala propia de correlación temple-tenor en silicio asegurando que

los otros elementos sean más ó menos constantes.

Las probetas utilizadas en la fundición de Gante, en Bélgica, que tuve oportunidad de conocer, tienen las dimensiones exactas a la de la figura 6-15, estas probetas son enfriadas en agua cuando la temperatura es inferior a 700°C . Después del enfriamiento las probetas se rompen con un martillo. La altura del temple se determina por la distancia entre la base y el primer punto gris.

En el caso de fundiciones muy duras (carbono equivalente inferior a 3.6) la fundición de Gante utiliza un tipo de probetas similar al de la figura 6.15.

A P E N D I C E

ESPECIFICACIONES PARA PISTONES DE MOTORES DIESEL

C %	Si%	Mn%	Ni%	Mo%	Cr%	Cu%	P%	S%	Dureza Brinell	Resist. a la tracción ₂ Lbs/pulg ²
3.30 a 3.40	2.355 a 2.50	0.50 a 0.70	0.15 a 0.25	. ----	0.09 a 0.20	----	0.22 máx. 0	0.12 máx.	115 a 210	30,000 a 36,000
2.50 a 2.70	1.65 a 1.80	0.50 a 0.70	1.25 a 1.75	0.55 a 0.65	---	----	0.15 máx.	0.07 máx.	230 a 240	63,000 a 70,000
2.90 a 3.10	1.50 a 1.60	0.45 a 0.55	1.00 a 1.50	----	0.30 a 0.50	----	0.30 máx.	0.09 máx.	225 a 240	43,000 a 48,000
3.70 a 3.80	2.70 a 2.90	0.60 a 0.70	0.45 a 0.55	0.45 a 0.55	0.07 a 0.12	0.70 a 0.80	0.40 a 0.50	0.10 máx.	250 a 260	45,000 a 52,000
3.30 a 3.40	2.35 a 2.45	0.55 a 0.65	----	0.45 a 0.55	0.10 a 0.20	----	0.20 máx.	0.07 máx.	210 a 220	40,000 a 45,000
3.40 a 3.60	1.90 a 2.20	0.50 a 0.70	0.80 a 1.10	----	0.20 a 0.30	---	0.35 a 0.70	0.10 máx.	300 a 310	40,000 a 42,000

ESPECIFICACIONES PARA VALVULAS Y CONEXIONES DE LA INDUSTRIA PETROLERA

C %	Si %	Mn %	Ni %	Mo %	Cr %	Cu %	P %	S %	Dureza Brinell	Resistencia a la tracción. Lbs/pulg ²
2.70 a 2.90	1.50 a 1.80	1.00 a 1.20	14.00 a 16.00	-----	2.00 a 2.50	5.50 a 6.50	0.20 máxx.	0.10 máx.	180 a 200	25,000 a 35,000
3.00 a 3.20	1.00 a 1.25	0.60 a 0.70	1.40 a 1.60	-----	0.60 a 0.80	-----	0.15 a 0.25	0.12 máx.	230 a 250	40,000 a 45,000
3.40 a 3.50	1.40 a 1.50	0.50 a 0.60	0.15 a 0.20	-----	0.30 a 0.35	-----	0.15 a 0.25	0.08 máx.	200 a 250	30,000 a 40,000
3.40 a 3.50	1.40 a 2.00	0.50 a 0.60	-----	-----	-----	0.75 a 1.00	0.30 a 0.60	0.06 a 0.08	200 a 225	30,000 a 35,000
3.20 a 3.50	1.60 a 1.80	0.60 a 0.80	1.75 a 2.00	-----	0.00 a 0.30	-----	0.20 máx.	0.10 máx.	180 a 240	40,000 a 45,000
3.20 a 3.30	1.40 a 1.50	0.60 a 0.70	0.90 a 1.00	0.80 a 0.90	0.60 a 0.70	-----	0.20 máx.	0.10 máx.	180 a 240	40,000 a 45,000

ESPECIFICACIONES PARA BLOCK CILINDRO DE OMNIBUS - CAMIONES DIESEL

C %	Si %	Mn %	Ni %	Mo %	Cr %	Cu %	P %	S %	Dureza Brinell	Resist. a la tracción ₂ Lbs/pulg ²
3.05 a 3.30	2.20 a 2.40	0.65 a 0.90	0.15 a 0.30	0.30 a 0.55	0.30 a 0.55	---	0.20 máx.	0.08 máx.	210 a 240	43,000 a 44,000
3.10 a 3.40	2.10 a 2.40	0.60 a 0.80	---	---	0.25 a 0.40	----	0.20 máx.	0.15 máx.	180 a 230	30,000 a 35,000
3.30 a 3.40	2.30 a 2.40	0.70 a 0.80	1.20 a 1.30	1.20 a 1.30	0.20 a 0.30	---	0.15 máx.	0.10 máx.	180 a 220	55,000 a 65,000
3.20 a 3.40	2.00 a 2.20	0.75 a 0.95	----	----	0.15 a 0.25	0.40 a 0.60	0.20 máx.	0.12 máx.	200 a 220	35,000 a 40,000
3.10 a 3.35	2.25 a 2.45	0.60 a 0.80	---	0.35 a 0.55	0.30 a 0.50	----	0.15 máx.	0.08 máx.	160 a 200	40,000 a 45,000
3.10 a 3.40	2.25 a 2.45	0.60 a 0.80,	0.10 a 0.30	0.20 a 0.40	0.20 a 0.40	---	0.15 máx.	0.10 máx.	160 a 200	40,000 a 45,000

ESPECIFICACIONES PARA CAMISA DE CILINDRO

C %	Si%	Mn %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	P %	S %	Dureza Brinell	Resist. a la tracción ₂ Lbs/pulg ²
3.20 a 3.30	1.65 a 1.75	0.70 a 0.80	---	0.40 a 0.50	0.60 a 0.70	-----	0.15 a 0.20	0.10 máx.	220 a 240	35,000 a 37,000
3.20 a 3.40	1.90 a 2.10	0.55 a 0.75	1.80 a 2.20	0.55 a 0.75	---	---	0.20 máx.	0.10 máx.	210 a 230	37,000 a 42,000
3.00, a 3.20	2.20 a 2.40	0.70 a 0.90	0.30 a 0.50	0.30 a 0.50	0.30 a 0.50	---	0.12 a 0.17	0.08 a 0.12	250 a 280	46,000 a 54,000
2.90 a 3.10	1.40 a 1.60	0.45 a 0.55	1.25 a 1.35	0.20 a 0.30	---	---	0.25 a 0.35	0.08 a 0.09	220 a 240	43,000 a 48,000
3.25 a 3.50	2.09 a 2.25	0.55 a 0.60	0.10 a 0.25	0.55 a 0.80	---	1.00 a 1.50	0.25 máx.	0.12 máx.	180 a 230	37,000 a 40,000
3.00 a 3.15	2.05 a 2.20	0.60 a 0.75	0.25 a 1.00	0.20 a 0.60	0.50 a 0.60	0.00 a 0.40	0.15 máx.	0.10 máx.	223 a 248	48,000 a 54,000

ESPECIFICACIONES PARA DISCOS DE EMBRAGUE

C %	Si %	Mn %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	P %	S %	Dureza Brinell	Resist. a la Tracción Lbs./pulg. ²
2.90 a 3.40	2.20 a 2.60	0.50 a 0.90	---	0.30 a 0.60	---	---	0.20 máx.	0.10 máx.	190 a 240	35,000 a 45,000
3.10 a 3.40	2.15 a 2.25	0.50 a 0.70	0.20 a 0.40	0.20 a 0.40	---	----	0.12 a 0.18	0.10 a 0.14	190 a 230	32,000 a 37,000
3.35 a 3.50	2.00 a 2.20	0.50 a 0.70	0.60 a 0.90	0.15 a 0.25	---	---	0.20 máx.	0.10 máx.	180 a 220	30,000 a 35,000
3.30 a 3.40	2.15 a 2.30	0.50 a 0.70	0.15 a 0.25	0.10 a 0.20	---	----	0.15 a 0.22	0.12 máx.	200 a 220	32,000 a 38,000
3.20 a 3.40	1.90 a 2.10	0.50 a 0.70	1.15 a 1.55	0.55 a 0.75	---	---	0.20 máx.	0.10 máx.	210 a 240	38,000 a 42,000
3.00 a 3.20	1.80 a 2.20	0.60 a 0.80	----	0.25 a 0.35	---	0.40 a 0.60	0.20 máx.	0.10 máx.	210 a 240	35,000 a 40,000

ESPECIFICACIONES PARA CIGÜEÑALES

C %	Si %	Mn%	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	P %	S %	Dureza Brinell	Resistencia a la tracción lbs/pulg ²
3.00 a 3.15	2.00 a 2.30	0.85 a 0.95	1.50 a 1.75	-----	0.80 a 0.90	-----	0.10 a 0.15	0.10 a 0.12	240 a 285	55,000 a 70,000
2.60 a 2.80	2.20 a 2.50	0.90 a 1.00	0.75 a 1.00	0,10 a 0.20	0.70 a 1.25	-----	0.08 máx.	0.08 máx.	220 a 240	60,000 a 80,000
2.40 a 2.90	2.40 a 2.80	0.08 a 1.00	1.00 a 1.25	0.10 a 0.20	1.00 a 1.25	-----	0.05 a 0.08	0.04 a 0.07	290 a 320	60,000 a 75,000
2.75 a 3.00	1.90 a 2.30	0.55 a 0.75	0.75 a 1.00	0.20 máx.	0.40 a 0.60	---	0.20 máx.	0.20 máx.	220 a 2.60	55,000 a 65,000
2.80 a 3.10	2.20 a 2.25	0.60 a 0.80	1.50 a 2.00	0.20 máx.	0.60 a 1.00	0.10 a 0.20	0.20 máx	0.10 máx.	280 a 320	60,000 a 70,000
3.10 a 3.40	2.10 a 2.40	0.50 a 0.80	0.25 a 0.40	0.60 a 1.00	0.40 a 0.60	---	0.25 máx.	0.10 máx.	200 a 225	60,000 a 70,000

ESPECIFICACIONES PARA BLOCK CILINDRO DE AUTOMOVILES.

C %	Si %	Mn %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	P %	S %	Dureza Brinell	Resist. a la Tracción Lbs/pulg. ²
3.25 a 3.40	2.00 , a 2.20	0.70 a 0.85	0.75 a 0.85	0.25 a 0.35	S/--- ---	---	0.14 a 0.18	0.10 máx.	200 a 210	33,000 a 36,000
3.00 a 3.40	2.10 a 2.50	0.50 a 0.90	---	0.20 a 0.40	----	----	0.20 máx.	0.10 máx.	190 a 240	35,000 a 45,000
3.15 a 3.40	1.80 a 2.10	0.60 a 0.80	---	---	---	0.50 a 0.70	0.10 a 0.20	0.10 máx.	170 a 230	35,000 a 40,000
3.25 a 3.40	2.25 a 2.40	0.55 a 0.75	0.25 a 0.30	0.20 a 0.30	--- a	0.75 a 1.00	0.18 máx.	0.10 máx.	190 a 220	38,000 a 42,000
3.25 a 3.40	2.25 a 2.40	0.55 a 0.75	0.00 a 0.25	0.30 a 0.40	---	---	0.18 máx.	0.10 máx.	190 a 200	38,000 a 42,000
3.00 a 3.30	2.20 a 2.50	0.50 a 0.70	0.35 a 0.45	0.25 a 0.50	0.70 a 0.80	---	0.20 máx.	0.10 máx.	200 a 220	40,000 a 45,000

ESPECIFICACIONES PARA PIEZAS SOMETIDAS A DESGASTE POR ABRASION PARA USO MINERO

C %	Si %	Mn %	Ni %	Mo %	Cr %	Cu %	P %	S %	Dureza Brinell	Resist.a la tracción Lbs/pulg. ²
2.70 a 3.00	1.50 a 2.00	0.60 a 0.80	1.00 a 2.00	-----	-----	-----	0.20 máx.	0.10 máx.	220 a 260	50,000 a 60,000
3.40 a 3.60	1.40 a 1.60	0.75 a 1.05	-----	-----	0.45 a 0.80	-----	0.15 a 0.25	0.07 a 0.09	250 a 400	20,000 a 40,000
3.00 a 3.40	1.70 a 1.90	0.55 a 0.90	0.75 a 1.25	---	0.00 a 0.35	---	0.15 a 0.30	0.05 a 0.12	190 a 210	32,000 a 34,000
3.00 a 3.50	2.00 a 2.50	0.50 a 0.90	---	---	0.30 a 0.80	---	0.30 máx.	0.10 máx.	180 a 250	32,000 a 45,000
3.15 a 3.40	1.40 a 1.80	0.70 a 0.90	1.90 a 2.20	0.40 a 0.60	---	---	0.18 a 0.25	0.10 a 0.12	250 a 285	40,000 a 50,000
3.00 a 3.20	1.50 a 1.60	0.80 a 1.00	1.80 a 2.00	---	---	---	0.15 máx.	0.10 máx.	210 a 220	48,000 a 55,000

ESPECIFICACIONES PARA PIEZAS SOMETIDAS A MAXIMA ABRASIÓN (NI-HARD)

C %	Si %	Mn %	Ni %	Mo %	Cr %	Cu %	P %	S %	Dureza Brinell	Resist. a la tracción ² Lbs/pulg.
3.60 a 3.90	0.30 a 0.40	0.80 a 0.90	4.25 a 4.75	---	1.40 a 1.60	---	0.15 a 0.25	0.12 máx.	680 a 720	30,000 a 40,000
3.20 a 3.40	0.40 a 0.50	0.50 a 0.60	4.40 a 4.60	---	1.40 a 1.60	---	0.15 a 0.18	0.12 máx.	600 a 650	30,000 a 40,000
3.10 a 3.60	0.50 a 1.00	0.40 a 0.60	4.50 a 5.00	---	1.50 a 2.00	---	0.10 a 0.20	0.12 máx.	600 a 650	30,000 a 40,000
3.25 a 3.60	1.00 a 1.50	0.40 a 0.60	4.50 a 5.00	---	1.50 a 2.00	---	0.10 a 0.20	0.12 máx.	450 a 600	30,000 a 40,000
3.50 a 3.70	0.40 a 0.60	0.40 a 0.60	4.25 a 4.75	---	1.40 a 1.60	---	0.20 a 0.25	0.12 máx.	700 a 750	30,000 a 40,000
2.80 a 3.20	0.40 a 0.70	0.50 a 0.70	4.00 a 4.50	0.12 a 0.15	2.00 a 2.30	---	0.40 máx.	0.15 máx.	525 a 650	30,000 a 40,000

ESPECIFICACIONES PARA COMPRESORAS Y CUERPO DE BOMBA

C %	Si %	Mn %	Ni %	Mo %	Cr %	Cu %	P %	S %	Dureza Brinell	Resist. a la tracción lbs/pulg. ²
3.10 a 3.40	1.40 a 1.60	0.60 a 0.90	1.00 a 1.50	---	---	---	0.10 a 0.25	0.05 a 0.10	190 a 210	35,000 a 40,000
3.10 a 3.50	2.20 a 2.50	0.60 a 0.80	---	---	0.25 a 0.50	0.80 a 1.10	0.20 máx./.	0.07 a 0.10	200 a 255	35,000 a 40,000
2.70 a 2.90	1.50 a 1.80	1.00 a 1.20	14.00 a 16.00	---	2.50 a 3.00	5.50 a 6.50	0.20 máx.	0.10 máx.	180 a 200	35,000 a 38,000
3.20 a 3.30	1.40 a 1.50	1.40 a 1.60	---	0.50 a 0.60	---	0.40 a 0.60	0.20 máx.	0.10 máx.	187 a 210	40,000 a 45,000
3.10 a 3.30	0.60 a 0.80	0.60 a 0.70	0.45 a 5.00	---	1.40 a 1.60	---	0.10 a 0.25	0.10 a 0.12	600 a 650	35,000 a 50,000
3.10 a 3.30	1.60 a 1.80	0.55 a 0.70	1.00 a 1.25	---	---	---	0.20 máx.	0.12 máx.	210 a 230	40,000 a 45,000

ESPECIFICACIONES PARA TAMBORES DE FRENO

C %	Si %	Mn %	Ni %	Cr %	P %	S %	Mo %	Cu %	Dureza Brinell	Resit. a la tracción Lbs/Pulg. ²
3.10 a 3.40	2.15 a 2.25	0.50 a 0.70	0.20 a 0.40	0.20 a 0.40	0.12 a 0.18	0.10 a 0.14	----	---	187 a 228	32,000 a 37,000
3.15 a 3.40	2.10 a 2.30	0.60 a 0.80	0.15 a 0.30	0.15 a 0.30	0.27 a 0.33	0.10 máx.	---	---	180 a 227	35,000 a 40,000
2.90 a 3.40	2.10 a 2.50	0.50 a 0.90	----	0.30 a 0.70	0.20 máx.	0.10 máx.	---	----	200 a 248	35,000 a 45,000
3.60 a 3.75	2.00 a 2.20	0.60 a 0.80	----	0.20 a 0.25	0.30 máx.	0.12 máx.	---	---	180 a 210	25,000 a 28,000
3.40 a 3.65	2.40 a 2.60	0.55 a 0.70	0.05 a 0.10	0.05 a 0.10	0.25 máx	0.15 máx	---	---	175 a 200	26,000 a 28,000
3.20 a 3.30	1.80 a 2.00	0.50 a 0.70	1.20 a 1.40	0.40 a 0.60	0.20 máx	0.10 máx	---	---	217 a 255	48,000 a 53,000

T A B L A S.

- TABLA I.- Influencia de los diversos elementos sobre la estructura de las fundiciones.
- TABLA II.- Valores del coeficiente K para fundiciones enfriadas en molde de arena.
- TABLA III.- Efecto de las adiciones de cromo sobre la estructura de una fundición gris ordinaria.
- TABLA IV.- Variaciones de las propiedades mecánicas de una fundición gris con adiciones crecientes de cromo.
- TABLA V.- Efecto del níquel sobre la dureza de las fundiciones grises.
- TABLA VI.- Efecto de los diversos elementos en las propiedades de una fundición gris.
- TABLA VII.- Tabla de correlación de De Sy y Van Eeghem, que indica la resistencia a la tracción de una fundición para diversos espesores.
- TABLA VIII.- Fundiciones de alta resistencia.
- TABLA IX.- Clasificación de los inoculantes.
- TABLA X.- Efectos de los diversos elementos químicos sobre la grafitización.
- TABLA XI.- Características y empleos de las fundiciones con grafito nodular.
- TABLA XII.- Composición química de las principales aleaciones Ni-Resist.
- TABLA XIII.- Temperaturas de estabilización recomendadas para fundiciones grises.
- TABLA XIV.- Dureza y resistencia a la tracción de diferentes tipos de fundiciones antes y después del recocido de ablandamiento.
- TABLA XV.- Esquema de tipos de tratamiento de ablandamiento.
- TABLA XVI.- Grado de desgaste relativo de diferentes tipos de fundiciones después de temple y revenido a 230°C.
- TABLA XVII.- Mejoramiento de las características mecánicas en función del tratamiento térmico.

TABLA XVIII.-Valores de la inducción magnética B en algunos tipos de fundiciones.

TABLA XIX .- Características de las fundiciones grises en función de su equivalente en carbón.

TABLA XX .- Valores para el control del equivalente de carbón.

TABLA XXI .- Dimensiones clásicas de probetas de temple.

B I B L I O G R A F I A

ALBERT DE SY.
JULIEN VIDTS

Traité de Métallurgie Structurale
Theorique et appliqué

GRAY IRON FOUNDERS
The Gray Iron Castings Handbook

GERARD DE SMET
La Practique des Traitements Thermiques des
Metaux Industriels

Estudios realizados en la Universidad de
Gante (Bélgica)

Prácticas profesionales en los "Ateliers de
Constructions". (Gante Bélgica)

Práctica profesional realizada en la Société
Anonyme de Constructions Aéronautiques
(Bruselas Bélgica)

Práctica profesional realizada en S.A.
Usines Schippers Podevyn (Hoboken - Bélgica)

Práctica profesional realizada en Usiness
Acieries Allard (Charleroi Bélgica)