



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

FACULTAD DE INGENIERIA

TRATAMIENTO TERMICO DE FUNDICIONES,
FUNDAMENTOS, AVANCES Y PERSPECTIVAS

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA
(AREA MECANICA)

P R E S E N T A N :

JULIAN AVILA ORTIZ
RICARDO PINEDA SANTA CRUZ

Director: M.C. Arturo Barba Pingarrón



MEXICO, D. F.

1993

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

INDICE.

	Pag.
Introducción.	1
Capítulo 1.	
Fundiciones.	
Clasificaciones, calidades y microestructura.	3
Principales propiedades de las fundiciones.	4
Clasificación de las fundiciones.	6
Clasificación de las fundiciones por su fractura.	6
Clasificación de las fundiciones por su microestructura.	8
Principales constituyentes microscópicos de las fundiciones.	9
Ejemplos de aplicaciones convencionales de algunos tipos de fundiciones.	11
Capítulo 2.	
Nociones de tratamiento térmico.	
Temple de acero al carbono.	14
Diagrama TTT.	16
Revenido de acero al carbono.	20
Normalizado de acero al carbono.	22
Recocido de acero al carbono.	24
Tratamientos superficiales.	27
Carburización.	27
Cianuración.	29
Nitruración.	29
Endurecimiento por flama.	31
Tablas de temperaturas.	31
Capítulo 3.	
Tratamiento térmico a fundiciones.	
Hierro gris.	
Recocido.	34
Recocido ferrítico.	34

Recocido total.	35
Recocido de grafitización.	36
Normalizado.	37
Temple y Revenido.	39
Austemplado o Austempering.	41
Martemplado.	42
Endurecimiento por flama.	43
Alivio de tensiones.	45
Hierro Nodular.	
Recocido.	47
Normalizado.	48
Temple.	50
Endurecimiento superficial.	51
Nitruración.	52
Eliminación de tensiones.	54
Hierro Maleable.	
Obtención del hierro maleable.	55
Temple y Revenido.	58
Endurecimiento superficial.	60
Martemplado y Revenido.	62
Ejemplos de tratamiento térmico.	62

Capítulo 4

AVANCES RECIENTES EN EL TRATAMIENTO TÉRMICO DE FUNDICIONES.

I. Hierro Nodular con matriz Bainítica.	72
Reacción bainítica en la transformación de la fundición nodular.	72
Proceso de austenitización.	75
Influencia de la temperatura de austenitización sobre las propiedades mecánicas.	78
Enfriamiento hasta la temperatura de recocido isotérmico.	80
La transformación isotérmica en función del tiempo.	82

La transformación isotérmica en función de la temperatura de transformación.	84
Bainita superior e inferior.	85
Microestructura y propiedades.	86
Ventajas de la fundición nodular con matriz bainítica.	87
Aplicaciones.	88
II. Thionitrado.	92
Ventajas del Thionitrado sobre el Nitruado.	93
Desventajas del Thionitrado sobre el Nitruado.	93
III. Borado.	94
Conclusiones.	98
Bibliografía.	100
Apendice.	102

INTRODUCCION.

La importancia que tienen las fundiciones desde el punto de vista industrial hace necesario contar con los datos técnicos correspondientes a sus propiedades con el fin de que la versatilidad de estos materiales pueda aprovecharse óptimamente.

En cualquier trabajo de ingeniería, es importante tomar en cuenta el factor económico involucrado. En la situación económico-social que atraviesa el país, este aspecto cobra una gran importancia, debido a la necesidad de aprovechar al máximo los resultados ó los recursos de que se disponga. La producción de fundiciones de hierro es económicamente muy atractiva, esto se debe a su versatilidad y bajo costo.

Una forma de modificar las propiedades mecánicas de las fundiciones, es por medio de tratamientos térmicos; las propiedades obtenidas dependen de la microestructura resultante y ésta estará condicionada por la variación de las condiciones de enfriamiento. Manejando adecuadamente estos parámetros es posible obtener un material con las características previstas para determinadas condiciones de trabajo.

En el presente trabajo, se intenta presentar una panorámica de lo que son las fundiciones, sus diferentes tipos y los tratamientos térmicos que se les aplica, para mejorar sus propiedades mecánicas, como la dureza, resistencia a la tensión, resistencia al desgaste, resistencia a la fatiga, etc. Asimismo presentar aspectos de la relación entre sus propiedades y la microestructura, sus aplicaciones y avances recientes. Ello forma parte de un proyecto mas amplio encaminado al estudio y mejoramiento de las fundiciones nacionales. Así pues este trabajo constituye el punto de partida del proyecto global y contempla un amplio trabajo de recopilación bibliográfica actualizada.

En el primer capítulo se trata de las fundiciones anteriormente mencionadas, explicando aspectos generales de su clasificación, microestructura, propiedades de fundición, y constituyentes microscópicos.

En el segundo capítulo se describe los principales tratamientos térmicos que se aplican a los aceros al carbono, como

punto de comparación.

Así también se habla de algunos de los tratamientos superficiales que se les aplican tales como:

- 1.- Carburización
- 2.- Nitruración
- 3.- Endurecimiento por flama ó inducción
- 4.- Cianuración

En el tercer capítulo, se explican los tratamientos térmicos convencionales aplicados a las fundiciones; blanca, gris, nodular, y maleable, mencionando los efectos de la temperatura de austenitización, velocidad de enfriamiento, adición de elementos aleantes, etc, así como las propiedades que se obtienen; mencionando, también algunos ejemplos de aplicación y de posibles problemas que se pueden presentar durante la realización de los propios tratamientos térmicos.

En el último capítulo, se tratara de un avance reciente y relevante que es el tratamiento térmico que permite obtener, la matriz bainítica en la fundición nodular, con lo cual se logra una resistencia mecánica elevada, y una resistencia a la fatiga y al desgaste excelentes. Se menciona asimismo la importancia del proceso de austempering, el cual tiene una influencia notable sobre las propiedades mecánicas que se obtienen.

Además se menciona, la influencia de la microestructura sobre las propiedades mecánicas después del tratamiento térmico en la cual los factores más importantes son el tamaño de las fases ferrita y bainítica y su distribución, la cantidad de austenita residual, y la eventual precipitación de carburos.

Finalmente se presenta una serie de conclusiones y recomendaciones encaminadas a destacar puntos relevantes de esta búsqueda bibliográfica y se esbozan las perspectivas de este proyecto.

CAPITULO 1

FUNDICIONES.

Clasificaciones, calidades y microestructura.

Las fundiciones son aleaciones de hierro, carbono y silicio. Son de mayor contenido en carbono que los aceros (2 a 4.5%) y adquieren su forma normalmente por colada.

En las fundiciones llamadas blancas aparece en su solidificación un constituyente llamado "ledeburita", que es un eutéctico formado por austenita saturada y cementita (Fe_3C).

El cubilote es una de las instalaciones empleadas para la fabricación de las piezas de fundición, aunque su utilización ha caído en cierto desuso. Un porcentaje de piezas se obtiene utilizando hornos de reverbero, hornos de crisol y hornos eléctricos, siendo estas últimas instalaciones las más utilizadas para la fabricación de fundiciones de calidad, fundiciones aleadas y de alta resistencia.

Para la fabricación de piezas de fundición, se emplea generalmente como materia prima fundamentalmente el arrabio o lingote de hierro y además se utilizan también en las cargas de los hornos y cubilotes, chatarras de fundición y a veces se emplean cantidades variables de chatarra de acero.

Teóricamente, las fundiciones pueden contener, de acuerdo con el diagrama hierro-carbono, de 1.7 a 6.67% de carbono. Una característica de este diagrama estable es que sus constituyentes son grafito y hierro en lugar de cementita y hierro, que son los constituyentes del diagrama metaestable.

Otra circunstancia importante que debe cumplirse para que las transformaciones se verifiquen de acuerdo con el diagrama estable, además de un alto contenido en silicio, es que el enfriamiento de las aleaciones se verifique de una forma lenta.

Los contenidos en carbono de las aleaciones eutécticas y eutéctoides del diagrama estable, varían con el contenido en silicio de las fundiciones y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable. En las transformaciones del diagrama estable, para una temperatura determinada, la austenita es capaz de disolver menor cantidad de carbono que el que disuelve a la misma temperatura la

austenita cuando las transformaciones se hacen de acuerdo con el diagrama metaestable. (ver fig 1).

Sin embargo, en la práctica, su contenido varía de 2 a 4,5% de carbono, siendo lo más frecuente que oscile de 2.75 a 3.5%. El contenido en silicio suele estar entre 0.5 y 3.5% y el de manganeso de 0.4 a 2%; excepcionalmente, los contenidos en silicio y manganeso llegan algunas veces a 4% y en ocasiones se fabrican fundiciones especiales hasta de 15% de silicio. Los porcentajes de azufre suelen oscilar de 0.01 a 0.20%, los de fósforo de 0.040 a 0.80% y en algunos casos excepcionales llega a 1.5%.

En el diagrama Fe-Grafito estable, la temperatura del eutéctico (C') formado en este diagrama: (γ + grafito primario) es de 1135 °C, y la línea de transformación eutéctica empieza en el 1.9% de Carbono para terminar al 100% de C.

Arriba de la línea E'F' para las aleaciones que contienen de 1.9 a 4.2% de carbono, los cristales de primera solidificación son de austenita; los cristales de primera solidificación de aleaciones que contienen de 4.2 a 100% de carbono son de grafito primario. Abajo de la línea eutéctica, las aleaciones son de (γ + eutéctico) o de (eutéctico + grafito primario).

La solubilidad de grafito en la austenita del diagrama estable disminuye, entre 1135°C y 735°C según la curva E'S'.

El grafito en exceso en la austenita del diagrama estable precipita en forma de grafito secundario.

Abajo de la temperatura de 735°C (línea S'K'), las transformaciones siguen, el diagrama metaestable, para los constituyentes de, este diagrama; la austenita se transforma en: ferrita, perlita ó Fe₃C secundaria, según el porcentaje en carbono de las aleaciones, después de la precipitación del grafito.

Principales propiedades de las fundiciones.

1.- Las piezas de fundición son, en general, más baratas que las de acero (que es el material que más se utiliza en los talleres y fábricas de maquinaria, motores, instalaciones, etc.) y su fabricación es también más sencilla por emplearse instalaciones menos costosas y realizarse la fusión a temperaturas relativamente poco elevadas y más bajas que las que corresponden al acero.

DIAGRAMA Fe-GRAFITO (Estable)

(Diagrama de las fundiciones grises)

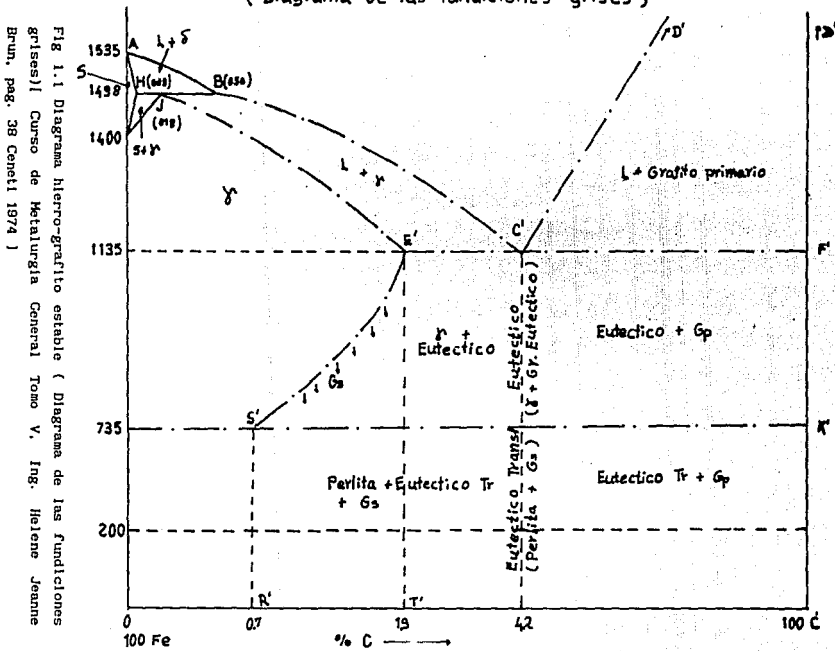


Fig 1.1 Diagrama hierro-grafito estable (Diagrama de las fundiciones grises) | Curso de Metalurgia General Tomo V, Ing. Helene Jeanne Brun, pag. 38 Ceneti 1974

2.- Se pueden fabricar con relativa facilidad piezas de grandes dimensiones y también piezas pequeñas y complicadas, que se pueden obtener con gran precisión de formas y medidas, siendo además en ellas mucho menos frecuente la aparición de zonas porosas que en las piezas fabricadas con acero fundido.

3.- Su resistencia a la compresión es muy elevada (490 a 981 MPa) y su resistencia a la tracción (que puede variar de 117.7 a 882.9 MPa), es también aceptable para muchas aplicaciones. Tienen buena resistencia al desgaste y absorben muy bien (mucho mejor que el acero), las vibraciones de máquinas, motores, etc.

4.- Su fabricación exige menos precauciones que la del acero y sin necesidad de conocimientos técnicos muy especiales, se llegan a obtener fundiciones con características muy aceptables para numerosas aplicaciones.

5.- Como las temperaturas de fusión de las fundiciones son, bastante bajas, se pueden sobrepasar con bastante facilidad, por lo que en general suele ser bastante fácil conseguir que las fundiciones en estado líquido tengan gran fluidez, y con ellos, se facilita la fabricación de piezas de poco espesor. En la solidificación presentan mucha menos contracción que los aceros y además, su fabricación no exige (como la de los aceros), el empleo de refractarios relativamente especiales de precio elevado.

Clasificación de las fundiciones.

A continuación estudiaremos las fundiciones, clasificadas de dos formas diferentes: primero de acuerdo con su fractura, y luego, por su microestructura.

Clasificación de las fundiciones por su fractura

Por el aspecto de las fracturas que presentan al romperse los lingotes de hierro obtenidos, en el horno alto colados en arena y por el aspecto que tienen después de rotas las piezas fundidas, se clasifican las fundiciones en las tres primeras clases.

1.- Fundición gris.

2.- Fundición blanca.

3.- Fundición atruchada.

La fundición gris contiene, en general, mucho silicio, 1.5% a 3,5%; la blanca contiene poco silicio, generalmente menos de 1%; y la atruchada tiene generalmente, un contenido de silicio intermedio, variable de 0.6 a 1.5%. El color oscuro que tienen las fracturas de las fundiciones grises y atruchadas, se debe a la presencia de gran cantidad de láminas de grafito. Las velocidades de enfriamiento muy lentas favorecen la formación de la fundición gris; el enfriamiento rápido tiende, en cambio, a producir fundición blanca.

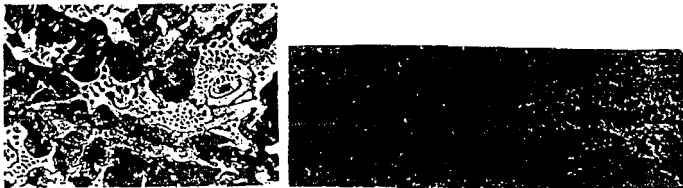


Fig.1.2 Fundición blanca (FUNDICIONES, Apraiz pag.6 y 2)

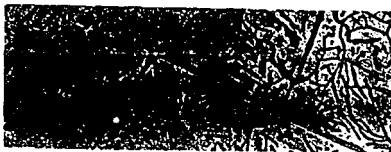


Fig.1.3 Fundición gris (FUNDICIONES, Apraiz Pag. 2)



Fig. 1.4 Fundición atruchada (FUNDICIONES, Apraiz Pag 7)

Clasificación de las fundiciones por su microestructura.

Las fundiciones que se obtienen en los hornos altos y en los cubilotes se pueden clasificar, de acuerdo con la microestructura, en tres grandes grupos:

- 1.- Fundiciones en las que todo el carbono se encuentra combinado, formando cementita y que al romperse presentan fractura de fundición blanca.
- 2.- Fundiciones en las que todo el carbono se encuentra en estado libre, formando grafito. Son fundiciones ferríticas.
- 3.- Fundiciones en las que parte del carbono se encuentra combinado formando cementita y parte libre en forma de grafito.

A este grupo, que es el más importante de todos, pertenecen la mayoría de las fundiciones que se fabrican y utilizan normalmente, como son las fundiciones grises, atruchadas, perlíticas. En las fundiciones grises todo el carbono se encuentra en forma de grafito.

Las fundiciones maleables son aquellas cuya matriz es de ferrita y en las que el grafito se presenta en forma de nodulos. La fundición maleable se obtiene en dos etapas, primero se fabrica la fundición blanca y luego, por recocido de ésta, se obtiene la fundición maleable.

Cuando se desea obtener piezas de fundición que tengan una superficie externa muy dura y el núcleo más blando, se utilizan fundiciones de composición muy exacta que se cuejan generalmente en moldes metálicos, de manera que la velocidad de enfriamiento sea la

conveniente para impedir que se forme grafito en la zona exterior que interesa que sea dura y se permite que se forme grafito en la zona del interior, que debe ser blanda. Para conseguir estos resultados se eligen contenidos en carbono y en silicio muy precisos, que suelen corresponder a valores intermedios entre los de la fundición gris y la fundición blanca.

Las fundiciones nodulares, se obtienen mediante la adición de elementos de aleación especiales; estos elementos logran que el carbono se quede sin combinar y adopte una forma esferoidal compacta. Esta estructura difiere de la fundición maleable en que se obtiene directamente en la solidificación y que las partículas redondeadas de carbono son de forma más regular.

Principales constituyentes microscópicos de las fundiciones.

Los más importantes son la ferrita, la cementita, la perlita (formada por ferrita y cementita), el grafito y la esteadita, puede presentarse también, la bainita y la martensita. También se pueden señalar como constituyentes microscópicos las inclusiones no metálicas de sulfuro de manganeso y como menos importante todavía los silicatos complejos de hierro y manganeso.

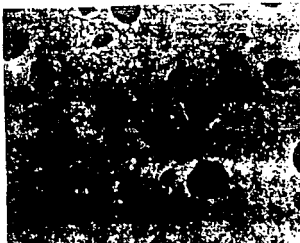


Fig. 1.5 Fundición nodular ferrítica. (Introducción a la Metalurgia Física, Avner pag. 352).

Grafito.- El grafito es una forma elemental del carbono. Es blando, untuoso, de color gris oscuro, con peso específico 2.25, que es aproximadamente 1/3 del que tiene el acero. Se presenta en estado libre en algunas clases de fundiciones, ejerciendo una influencia muy importante en sus propiedades y características. Estas dependen fundamentalmente de la forma del grafito, de su tamaño, cantidad y de la forma en que se encuentre distribuida.

En las fundiciones grises se puede decir que la presencia de grafito en cantidad importante, baja la dureza, la resistencia y el módulo de elasticidad, en comparación con los valores que corresponderían a las mismas microestructuras sin grafito. El grafito, además, reduce casi a cero su ductilidad, su tenacidad y su plasticidad.

El grafito mejora la resistencia al desgaste y a la corrosión. Disminuye el peligro de desgaste por fricción de los mecanismos y piezas de máquinas y motores, ya que en cierto modo actúa como un lubricante.

El grafito se encuentra en formas clásicas y en formas secundarias.

Formas clásicas : en realidad se encuentra el grafito, en láminas y en nódulos.

- Grafito en láminas. Las láminas pueden ser grandes, medianas y finas.
- Grafito en nódulos. Se debe a una nucleación atrasada del grafito en el sólido y una transformación peritética, pero solamente en casos de tratamientos químicos o térmicos de fundiciones, especiales: fundiciones con grafito esferoidal, fundiciones maleables.

Formas secundarias:

- Grafito en plaquetas aciculares gruesas.
- Grafito en margaritas y rosetas.

Estas formas se deben por lo general, a un tratamiento un poco rápido, de las fundiciones grises eutécticas.

El diagrama estable se produce con un contenido de carbono superior a 2%; es producido por un enfriamiento muy lento, y favorecido por la presencia de elementos como: Si, P, Al, Ni, Cu, que se llaman grafitizantes.

Esteadita.- La esteadita es un compuesto de naturaleza eutéctica, duro y frágil y de bajo punto de fusión (960°C), que aparece en las fundiciones de alto contenido en fósforo.

Ferrita.-Consiste de una solución sólida intersticial de carbono en hierro C.Cu.C. La ferrita de los aceros se diferencia de la fundición, en que ésta suele contener en disolución cantidades muy importantes de silicio que elevan su dureza y resistencia.

Perlita.- Es una mezcla eutéctoides, aquí conviene señalar que debido a la presencia de silicio, el contenido en carbono de la perlita de las fundiciones es inferior al de los aceros. Al variar en las fundiciones el silicio de 0.5 a 3%, varía el porcentaje de carbono de la perlita de 0.8 a 0.5%.

Ledeburita.- Es el constituyente eutéctico que se forma en el enfriamiento de las fundiciones a 1.145°C aproximadamente, en el momento en que termina la solidificación. Está formada por 52% de cementita y 48% de austenita saturada.

La ledeburita no existe a la temperatura ambiente en las fundiciones ordinarias, debido a que en el enfriamiento se transforma en cementita y perlita.

Ejemplos de aplicaciones convencionales de algunos tipos de fundiciones.

Fundición maleable perlítica.- Las aplicaciones más corrientes de las fundiciones maleables perlíticas son en la industria automovilística, cajas del puente trasero y del diferencial, árbol de levas, en la fabricación de equipo de transporte, ruedas dentadas, eslabones de cadena, y soportes de los elevadores; en la construcción de elementos de máquinas, cilindros para laminar, bombas, boquillas, levas y balancines; en fabricación de armamento, montajes de piezas de artillería y diversas piezas de los carros de combate y armas cortas; y finalmente, en la construcción de numerosas herramientas pequeñas, tales como llaves inglesas, martillos, prensas de mano y tijeras.

Las características mecánicas de las fundiciones maleables perlíticas y ferríticas son las indicadas en la tabla 1.

Tabla 1. Propiedades de tracción de la fundición maleable.

Tipo	Resistencia a la tracción MPa	Límite elástico práctico, Mpa	BHN
Ferrítica	343.3-412	219.7-267.8	110-156
Perlítica	446.3-824.04	309.0-686.7	163-269

Fundición gris.- Las fundiciones grises se clasifican en siete tipos que corresponden a los números 20, 25, 30, 35, 40, 45, y 60", los cuales multiplicados por mil dan la mínima resistencia a la tracción de la probeta en lb/pulg.

La fundición gris se utiliza para la construcción de bases o bancadas de máquinas y estructuras, tiene una gran importancia la resistencia a la compresión; también se utiliza para la fabricación de diversos tipos de ejes.

Las características mecánicas típicas de las probetas normales de fundición gris en estado bruto se presentan en la siguiente tabla:

Tabla 2. Características mecánicas típicas de las probetas normales.

Tipo ASTM	Resistencia a la tracción Mpa.	Resistencia a la compresión Mpa.	Modulo de elasticidad en Gigapascales		BHN
			Tensión	Torsión	
20	151	569.9	65.9-96.1	26.7-38.4	156
25	178.5	666.0	78.9-101.6	31.5-41.2	174
30	212.8	748.5	89.2-112.6	35.7-45.3	201
35	250.6	851.5	99.57-118.1	39.7-47.3	212
40	291.8	961.3	109.8-137.3	43.9-53.5	235
50	360.5	1126.1	129.0-156.5	49.4-54.9	262
60	429.1	1287.5	140.0-161.3	53.5-58.3	302

Fundición nodular. - La fundición nodular se utiliza ampliamente en las diversas ramas de la industria, y entre sus aplicaciones más importantes podemos citar: en la industria de maquinaria agrícola interviene en la fabricación de piezas de tractores; en la industria de la automoción, se emplea en la fabricación de pistones y culatas; en la construcción de accesorios eléctricos, cajas de cambio, carcasas de motores y elementos de disyuntores; en la industria de la minería se emplea en la fabricación de tambores de gruas, poleas motrices, volantes y jaulas de montacargas; en la industria siderúrgica se utiliza para cilindro de laminar perfiles y chapas, puertas de hornos y casilletes; en la fabricación de estampas y matrices para la obtención de llaves inglesas, palancas, tornillos de banco, manguitos portaherramientas y matrices diversas para la estampación de piezas de acero, aluminio, latón, bronce y titanio.

Las características mecánicas a la tracción de una fundición nodular típica se presentan en la siguiente tabla:

Tabla 3. Características mecánicas de la fundición nodular.

Tipo	Resistencia a la tracción Mpa.	Límite elástico práctico Mpa.	BIIN
Ferrítica	377.6	240.3	130 ⁵⁰
Perlitica	549.3	412.0	200
Templada	686.7	549.3	213
Austenítica	412.0	206.0	130

CAPITULO 2.

Nociones de tratamiento térmico.

Un tratamiento térmico consiste en principio en realizar operaciones de calentamiento y enfriamiento de un metal o aleación sólida en tal forma que a través de aprovechar transformaciones y cambios de las aleaciones se obtengan condiciones o propiedades deseadas. Los materiales que generalmente reciben tratamiento térmico son: el acero al carbono y aleado, las fundiciones, las aleaciones de cobre y las de aluminio.

Los tratamientos mas utilizados, especialmente para los aceros son: temple, revenido, recocido y normalizado.

Siendo el material metálico de mayor uso y en el que se aplican con mayor amplitud de una variedad de tratamientos térmicos describiremos y usaremos como referencia los tratamientos térmicos de los aceros al carbono.

Temple del acero al carbono

El temple de un acero al carbono es el enfriamiento rápido a partir de la temperatura de austenitización. Como resultado del temple se desarrollan estructuras martensíticas para muchas areas y propiedades mecanicas que deben cumplir especificaciones mínimas.

Varios factores intervienen en el mecanismo del temple:

- a) Condiciones internas de la pieza que afectan la transmisión del calor hacia la superficie.
- b) La superficie y otras condiciones externas que afectan la remoción del calor.
- c) El potencial de remoción de calor del fluido de temple a temperaturas y presiones normales.
- d) Cambios en el potencial de extracción de calor del fluido debido a condiciones no estándar como agitación, temperatura o presión.

El temple en un liquido quieto está acompañado por inevitables turbulencias debidas a la inmersión de la pieza, a la generación de una

mejor ebullición y a las corrientes de convección. Esta agitación mínima disipará, eventualmente, el calor acumulado en las capas de líquido cerca de la pieza, pero volúmenes localizados cerca del líquido se calentarán y aun se vaporizarán, lo que puede afectar la acción del temple.

La forma más fácil para describir el mecanismo completo del temple es desarrollar una curva de enfriamiento para el fluido de temple bajo condiciones controladas.

Las curvas de enfriamiento típicas para un líquido de temple, en la superficie y el centro de la muestra, están representadas en la fig.2.1.

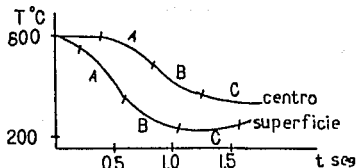


Fig.2.1 Curvas de enfriamiento típicas para un líquido de temple.

(Tratamientos térmicos de aceros, Dra DK de Grinberg pag.86 Ed. Limusa)

La etapa A, llamada etapa de enfriamiento con cubierta de vapor, se caracteriza por la formación de una cubierta de vapor en torno a la pieza de ensayo. La envolvente produce un enfriamiento lento ya que actúa como aislante y la transferencia de calor se produce por radiación.

La etapa B, se llama etapa de enfriamiento por transporte de vapor. Aquí se produce la más alta velocidad de transferencia de calor. La etapa comienza cuando la temperatura de la superficie del metal baja y la capa de vapor continua se rompe. En este momento se produce un violento hervor del líquido de temple y el calor se transmite rápidamente.

La etapa C, se llama etapa de enfriamiento líquido. La velocidad de enfriamiento, en esta etapa, es más lenta que en la etapa B. La etapa C

comienza cuando la temperatura de la superficie del metal es reducida a la temperatura de ebullición o al rango de ebullición del líquido de temple. El hervor, entonces, se detiene y el enfriamiento tiene lugar por conducción y convección.

La agitación producida sobre el líquido de temple tiene una influencia muy importante en las características de transferencia de calor de un medio de temple. La agitación causa una ruptura mecánica más fácil de la envoltura de vapor en la etapa A, se producen burbujas de vapor más pequeñas y desprendibles durante la etapa de enfriamiento por transporte de vapor.

Diagramas TTT.

Cuando un acero al carbono se temple a partir de la temperatura de austenitización, se necesita una velocidad de enfriamiento mayor o igual al orden de 55°C/seg, medida a 700°C, para evitar la nariz de la curva TTT. La curva TTT es la curva de transformación-tiempo-temperatura que indica el tiempo requerido para que la austenita de una composición determinada se transforme en ferrita más carburo a diferentes temperaturas; (esto en el caso de un acero al carbono, hipoeutectoide). Un diagrama TTT se obtiene al realizar un ensayo, en el cual se preparan una serie de probetas de pequeñas dimensiones, procedentes de la misma barra de material.

Primero se colocan las probetas en un horno donde se calientan a la temperatura de austenitización adecuada. Después se pasan a un segundo horno, donde se mantienen a una temperatura de transformación subcrítica, elegida arbitrariamente, por ejemplo a 704°C. A continuación, se sacan una a una a intervalos de tiempo, con preferencia en progresión geométrica a los 5, 10, 20, 40, 80, (seg.) etc; enfriándolas rápidamente en agua o salmuera lo más frías posibles. Las estructuras de las probetas templadas se examinan luego con ayuda del microscopio, midiéndose también su dureza. Si el tiempo de permanencia a temperaturas de una probeta cualquiera es tan pequeño que la transformación no se inicia, su dureza será la misma que la de la probeta templada directamente desde la temperatura de austenitización, y la estructura será completamente martensítica. Al comienzo de la

transformación a 704°C, la microestructura de la probeta estará formada por pequeñas colonias de perlita laminar basta en una matriz austenítica.

Al templar esta probeta aparecerán en la microestructura pequeñas colonias de perlita laminar basta en una matriz martensítica. Al final de la transformación la estructura de la probeta estará formada totalmente por perlita laminar basta, la cual permanece invariable aunque se enfríe rápidamente a la temperatura ambiente. Este ensayo nos permite conocer dos valores de la transformación a 704°C, es decir los tiempos de comienzo y fin de la transformación. El ensayo se repite a distintas temperaturas subcríticas, hasta que el número de puntos determinados permita trazar dos curvas, una indicativa del comienzo de la transformación, y la otra del final de esta. Estos valores se llevan a un gráfico, cuyo eje de abscisas representa sobre una escala logarítmica los tiempos, de tal modo que en él estén representados periodos de tiempo, de un minuto o menores, y periodo grandes de un día o una semana.

Bajo condiciones ideales, el agua provee una velocidad de enfriamiento de 1800°C/seg. Esta velocidad disminuye rápidamente junto a la superficie.

Cuando se emplea agua o salmuera como medio de temple, se desarrollan gradientes grandes de temperatura entre la superficie y el centro. Estos gradientes de temperatura producen distorsión y aumentan la posibilidad de fisuras aun en muestras con formas simétricas y sencillas.

La fig. 2.2 representa el diagrama TTT de un acero eutectoide 1080 de composición 0.79% de C, 0.79% de Mn; austenizado a 900°C.

Bajo condiciones favorables, el temple de un acero en aceite provee una velocidad de enfriamiento en la superficie de las muestras del orden de 1800 °C/seg entre 830 y 550°C. El temple en aceite produce gradientes de temperatura más bajas desde la superficie al centro, disminuye la distorsión y son menores las probabilidades de formación de fisuras.

En secciones gruesas, la velocidad de enfriamiento está limitada por la velocidad de conducción de calor desde el interior hacia la superficie de la pieza.

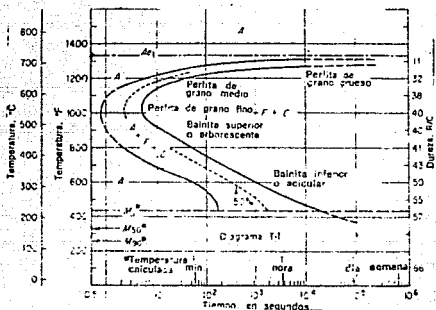


Fig. 2.2 Diagrama TTT de un acero 1080

(Introducción a la Metalurgia Física, Avner pag. 212 Ed. McGraw-Hill)

Las siguientes figuras muestran algunas microestructuras de los aceros que han sido templados.



Fig. 2.3. Acero SAE 1020 Templado en agua con hielo desde 1000°C.

Estructura martensítica (Tratamientos térmicos de aceros, Dra DK de Grinberg pag. 30 Ed Limusa).



Fig.2.4. Acero SAE 1040 austenitizado a 1200°C y templado en agua y hielo. Las zonas que aparecen claras son martensita; las agujas oscuras son bainita inferior (Tratamientos térmicos de aceros, Dra DK de Grinberg pag.34 Ed.Limusa).

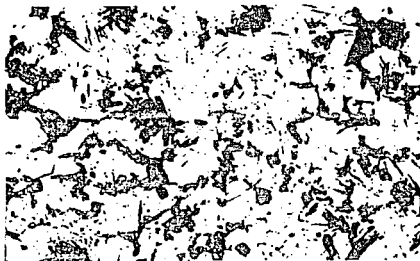


Fig 2.5. Acero SAE 1060 austenitizado a 1000°C y templado en agua y hielo. La fase que aparece clara es martensita, la fase oscura es bainita superior. El empleo de temperaturas de austenitización en 155°C por encima del límite superior recomendado produce esta estructura mezclada (Tratamientos térmicos de aceros, Dra DK de Grinberg pag. 33 Ed.Limusa).

Revenido de los aceros al carbono

El revenido de los aceros incluye el calentamiento de un acero previamente endurecido por temple, hasta una temperatura por debajo del rango de transformación. Calentado por encima de 650°C se obtienen estructuras de grano grueso, tendiendo a perlita, y de dureza limitada, al bajar la temperatura de revenido, se van teniendo estructuras cada vez más finas y más duras.

En términos generales, la temperatura de revenido de los aceros al carbono varía entre 200 y 650°C, según las características mecánicas que se pretendan. El tiempo requerido va de 30 minutos a 4 horas, (en función del tamaño de la pieza).

Los medios de enfriamiento comunes son sales fundidas, aceite y metales fundidos, los baños de sales se pueden emplear en los revenidos por encima de 165°C. La pieza debe estar libre de humedad, ya que las sales calientes reaccionan violentamente con el agua. La pieza debe limpiarse inmediatamente, una vez que ha salido del baño de sales pues esta puede causar corrosión severa.

La agitación es esencial para mantener la uniformidad en la temperatura y una larga vida del aceite. Deben emplearse controles de temperatura para evitar el sobrecalentamiento del aceite por el peligro de incendio.

Los baños de metales fundidos han tenido mucho uso, pero actualmente son remplazados por baños de sales. El metal que comunmente se emplea es plomo puro que funde a 326°C.

Las siguientes figuras muestran algunas microestructuras de los aceros que han sido revenidos.



Fig.2.6 Acero 1045 templado en agua y revenido a 315°C durante una hora. La martensita revenida aparece de color oscuro y la martensita sin revenir, de color gris. (Introducción a la Metalurgia Física, Avner pag. 309 Ed. McGraw-Hill).

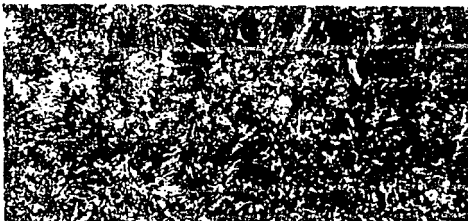


Fig.2.7 Acero 1045 templado en agua y revenido a 621°C durante una hora. Se observan partículas de carburo precipitadas en una matriz ferrítica. (Introducción a la Metalurgia física, Avner pag. 310 Ed. McGraw-Hill).

Normalizado de aceros al carbono

El normalizado se define como un calentamiento hasta una temperatura por encima del rango de transformación, una permanencia a dicha temperatura, seguido de un enfriamiento en el aire hasta una temperatura por debajo del rango de transformación.

Para un buen proceso de normalización se requiere:

- a) Que la pieza sea calentada uniformemente a una temperatura alta que permita la transformación completa de la ferrita y cementita a austenita.
- b) Que permanezca a esta temperatura el tiempo suficiente para alcanzar una temperatura uniforme en toda la pieza.
- c) Que se realice el enfriamiento en aire quieto, de manera uniforme.

El enfriamiento uniforme requiere la libre circulación del aire en torno a cada pieza. Una disminución en la velocidad de enfriamiento convertirá un tratamiento de normalización en un tratamiento de recocido y si la velocidad aumenta en un tratamiento de temple.

La finalidad de un normalizado puede ser:

- 1.- Refinar el grano y homogeneizar la microestructura para mejorar la respuesta del acero en una operación de endurecimiento por temple.
- 2.- Mejorar las características de maquinabilidad del acero.
- 3.- Modificar y refinar las estructuras dendríticas de colada.
- 4.- Alcanzar, en general, las propiedades mecánicas deseadas.

El normalizado puede aplicarse a aceros al carbono o aleados, ya sean de colada o aquellos en los cuales la estructura de colada ha sido destruida por laminación o forja rotatoria.

Debido a diferencias en las velocidades de solidificación y enfriamiento, las piezas de colada y de colada con estructura destruida son frecuentemente poco uniformes en microestructura. Esta falta de uniformidad es a menudo disminuida por normalización.

Las siguientes figuras muestran las microestructuras de aceros que han sido normalizados.

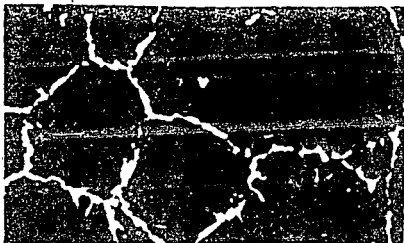


Fig.2.8 Acero de 0.50% de carbono normalizado.. Las áreas perlíticas (oscuras) están rodeadas por ferrita proeutectoide (blanca) (Introducción a la Metalurgia Física, Avner pag.258 Ed. McGraw-Hill).

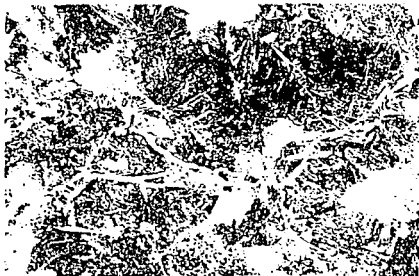


Fig. 2.9 Acero SAE 1060. Austenitizado a 1200°C y enfriado al aire (normalizado). La temperatura de austenitización es 355°C por encima de los valores aconsejados. La ferrita que se forma durante el enfriamiento posterior es acicular (ferrita con estructura de Widmanstätten) la que reduce la resistencia al impacto del acero. El tamaño de grano austenítico, debido a la temperatura de austenitización muy elevada, ha crecido demasiado (Tratamientos térmicos de aceros, Dra DK de Grinberg pag. 26 Ed. Limusa).

Recocido de acero al carbono

Los aceros se recuecen para reducir la dureza, mejorar la maquinabilidad, facilitar el trabajo en frío, producir una microestructura particular o para obtener propiedades mecánicas, físicas o químicas determinadas.

En el caso de aleaciones ferrosas se entiende por recocido, cuando no se hacen otras aclaraciones, a un recocido completo. Se define por recocido completo a una austenitización seguida de un enfriamiento lento a través del rango de transformación.

El recocido depende casi totalmente de dos factores:

- 1.- La formación de la austenita.
- 2.- La subsecuente transformación de la austenita a temperaturas subcríticas elevadas.

A temperaturas de austenitización bajas la estructura consiste en austenita más carburos o ferrita o aun ambos, dependiendo de la composición del acero, del tiempo de austenización y de la temperatura.

Cuando se eleva la temperatura de austenitización la estructura se hace más homogénea, más ferrita es convertida en austenita en los aceros hipoeutectoides y más carburo se disuelve en la austenita en los aceros hipereutectoides.

El producto de la transformación, es decir, la mezcla de ferrita y carburo que resulta de la transformación de la austenita y que constituye la estructura final del acero recocido, depende de la temperatura a la cual se transforma la austenita. Si la austenita se transforma a temperaturas justo por debajo de la temperatura crítica, el producto será carburos esferoidizados gruesos o perlita laminar gruesa.

Los productos que se forman a temperaturas justo por debajo de la crítica son blandos. El tiempo que la austenita requiere para transformarse a esa temperatura es habitualmente largo, del orden de días o semanas.

Cuando la austenita se transforma a temperaturas entre 30 y 50-C por debajo de la crítica, el producto de transformación es más duro, menos grueso que el anterior y el tiempo necesario para completar la transformación es más corto.

En muchos aceros, el tiempo requerido para completar la transformación disminuye con la disminución de la temperatura hasta un mínimo de alrededor de 50 a 90°C por debajo de la temperatura crítica, y aumenta nuevamente a temperaturas más bajas.

Debido a que el tiempo requerido para que se realice la transformación completa a temperaturas menores de 50°C por debajo de la crítica puede ser muy largo, es conveniente hacer la mayor parte de la transformación a temperaturas altas, en las que se forma un producto blando, y terminar a una temperatura más baja en donde el tiempo de transformación es más corto.

Luego que el acero ha sido austenitizado a una temperatura de aproximadamente 50°C por encima de la crítica y ha sido enfriado hasta una temperatura de transformación del orden de 50°C por debajo de ella, muy pocos cambios tienen lugar en la estructura.

Las siguientes figuras muestran microestructuras de aceros que han sido recocidos.



Fig.2.10 Acero hipereutectoide recocido (SAE 52100). Los primitivos límites de grano están demarcados por una red de cementita; el resto de la estructura es perlitita (Tratamientos térmicos de aceros, Dra DK de Grinberg pag. 18 Ed. Limusa).



Fig.2.11 Acero hipoeutectoide recocido (SAE 1020). En la fotografía se reconoce la ferrita como la fase clara y la perlita (ferrita+cementita) como la zona oscura (Tratamiento térmico de Aceros, Dra DK de Grinberg Pag. 16 Ed. Limusa).

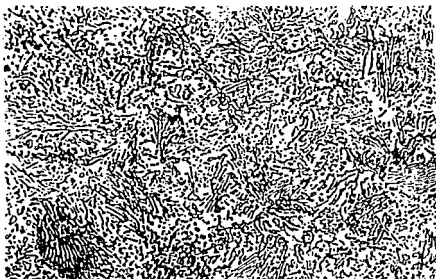


Fig.2.12 Acero eutectoide recocido (SAE 1080). La matriz está formada por ferrita y la fase dispersa es cementita (Tratamiento térmico de Aceros, Dra DK de Grinberg pag.17 Ed. Limusa).

Tratamientos Superficiales

Los aceros de bajo carbono tienen baja resistencia y baja dureza pero buena ductilidad y tenacidad, mientras que los aceros de alto carbono presentan el comportamiento opuesto. Mediante un tratamiento térmico apropiado es posible producir una estructura que sea dura y resistente al desgaste en la superficie y en la parte central, llamada corazón, muy tenaz y relativamente blanda. Los procedimientos principales utilizados para tal fin son los siguientes:

Carburización.

Consiste en colocar las piezas normalmente de aceros bajos en carbono con contenidos iguales o inferiores a 0.20%, en presencia de una atmósfera que contiene una gran cantidad de óxidos de carbono. La temperatura normal de carburización es 925°C. A 925°C, la cantidad máxima de carbono que puede disolverse en la austenita viene dada por la línea del diagrama hierro carbono. Por lo tanto, al cabo de poco tiempo, la capa superficial tiene un contenido de carbono elevado. Al existir en la periferia una concentración de carbono más elevada que en el corazón, los átomos de carbono, de acuerdo a las leyes de difusión y para restablecer el equilibrio, penetran hacia el interior. Una vez transcurrido el tiempo que se considere necesario para que, por difusión del carbono, la capa cementada alcance el espesor deseado, la pieza se saca del horno y se deja enfriar. Si la pieza se deja enfriar en el horno y se examina después al microscopio, el cambio gradual de la estructura nos indica la distribución del carbono.

Partiendo de la superficie, como se observa en la fig.2.13, la estructura presenta una zona hipereutectoide constituido por perlita sobre una red blanda de cementita, a continuación una zona eutectoide formada solo por cementita, y finalmente, la zona hipoeutectoide compuesta de perlita y ferrita, aumentando la cantidad de esta última hasta alcanzar su valor máximo en el corazón.

En la práctica la carburización puede realizarse con medios sólidos, líquidos o gaseosos. Si el medio carburizante es sólido, la pieza a tratar se coloca en el interior de una caja cerrada, rodeada

completamente por el carburizante. El conjunto se calienta a la temperatura adecuada durante el tiempo requerido para que se realice la carburización y después se enfría lentamente. Los principales inconvenientes de los cementantes sólidos son la gran duración del calentamiento y enfriamiento de la carga, el elevado costo de preparación y colocación de la piezas en las cajas.

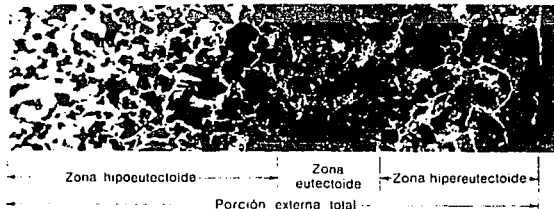


Fig. 2.13. Micrografía de un acero de 0.20% de carbono, cementado con materias sólidas a 925°C durante seis horas y enfriado en el horno. (Introducción a la Metalurgia Física, Avner pag. 258 Ed. McGraw-Hill).

La carburización gaseosa puede realizarse de manera intermitente o continua. Las piezas se colocan en contacto con gases ricos en óxidos de carbono, y con hidrocarburos tales como el metano, butano y propeno. Por lo general estos gases se mezclan antes de entrar en el horno con cantidades determinadas de aire, el cual actúa como diluyente y proporciona el oxígeno necesario para la formación de monóxido de carbono, a partir de los hidrocarburos. Las ventajas que presenta la carburización con gases, son los siguientes: un manejo más rápido, un menor costo, un trabajo mas limpio, un control de calidad más estrecho.

La carburización en medio líquido se realiza en un baño de sales fundidas que contienen hasta un 20% de cianuro sódico (NaCN), el cual proporciona carbono y nitrógeno. La capa cementada obtenida por este procedimiento está compuesta en su mayor parte por carbono y solo en una fracción muy pequeña por nitrógeno. Las temperaturas normales a que se realiza este tratamiento están comprendidas entre 870 y 950°C.

Cianuración.

Este tratamiento se efectúa por inmersión del acero en un baño fundido con un contenido de cianuro sódico de aproximadamente el 30% y a temperaturas comprendidas entre 787 y 870°C, seguida normalmente por un temple en agua.

La cianuración se diferencia de la cementación en baños de sales en la composición y carácter de la capa dura, mientras que en la cianuración ésta tiene un elevado contenido de nitrógeno, y bajo de carbono, en la cementación ocurre lo contrario. La cianuración es muy empleada en el endurecimiento superficial de piezas pequeñas.

En la carbonitruración, llamada también cianuración gaseosa, se logran los mismos efectos que en la cianuración, utilizando una mezcla formada por amoníaco (NH_3) y por hidrocarburos en estado gaseoso. Este procedimiento se utiliza principalmente como remplazo de la cianuración por su bajo costo.

La fig. 2.14. muestra la capa dura obtenida por carbonitruración, calentando un acero 1213 en una atmósfera de propano y amoníaco a 843°C durante veinte minutos y templado seguidamente el acero en aceite.

Nitruración.

En este procedimiento, las piezas a tratar se colocan en una caja cerrada a través de la cual se hace pasar durante toda la operación una corriente de amoníaco, manteniéndose el conjunto a una temperatura comprendida entre 480 y 620°C. Al calentarse el amoníaco a esas temperaturas, se disocia parcialmente en nitrógeno e hidrógeno. El nitrógeno penetra a través de la superficie del acero y se combina con el hierro y elementos de aleación formando nitruros. En la fig. 2.15 se aprecia el gran espesor de la capa dura de un engranaje nitrurado. Con este tratamiento se consigue durezas elevadísimas que no se obtienen por otros procedimientos de endurecimiento superficial.

Los procesos de nitruración son muy largos, con un proceso de 50hr. se obtiene una capa nitrurada de un espesor aproximado de 0.381mm, y rara vez se utilizan para la obtención de capas duras de espesor superior a 0.5mm.



Fig.2.14. Capa carbonitrurada de un acero 1213. El tratamiento consistió en un calentamiento a 842°C durante veinte minutos en una atmósfera de amoníaco y propano, seguido de un temple en aceite. La profundidad de la capa dura, aproximadamente 0.0625mm. (Introducción a la Metalurgia Física, Avner pag. 327 Ed. McGraw-Hill).



Fig. 2.15. Sección transversal del diente de un engranaje, en el que se observa una capa nitrurada de cierto espesor. (Introducción a la Metalurgia Física, Avner pag. 329 Ed. McGraw-Hill).

Endurecimiento por flama.

Este procedimiento consiste en templar determinadas zonas de las piezas, fabricadas con aceros de contenidos en carbono alto o medio, calentandolos rápidamente y enfriándolas inmediatamente en agua o en un chorro de aire.

Las piezas se pueden calentar con un soplete oxiacetilénico, en instalaciones más complejas, en las que automáticamente se verifica el calentamiento, temple y movimiento de la llama. Aunque este procedimiento se presta más para aplicarlo en las piezas de sección uniforme, se utilizan también en el caso de grandes piezas que por su volumen no pueden ser introducidas en los hornos de temple.

Tabla 2.1. Temperaturas de austenitización para temple directo de aceros al carbono y aleados.

(Tratamientos térmicos de aceros, Dra DK de Grinberg pag.88 Ed. Limusa.)

Aceros al carbono			
SAE			
1025	855 a 800°C	1050	800 a 845°C
1030	845 a 870°C	1052	800 a 845°C
1035	830 a 855°C	1060	800 a 845°C
1037	830 a 855°C	1065	800 a 845°C
1039	830 a 855°C	1074	800 a 845°C
1041	800 a 845°C	1080	790 a 815°C
1043	800 a 845°C	1085	790 a 815°C
1046	800 a 845°C	1090	790 a 815°C
Aceros al carbono para maquinado			
SAE			
1137	830 a 855°C	1145	800 a 845°C
1140	815 a 845°C	1151	800 a 845°C
Aceros aleados			
SAE			
1330	830 a 855°C	4340	815 a 845°C
1340	815 a 845°C	50B44	815 a 845°C

3140	815 a 845°C	50B46	815 a 845°C
4042	830 a 855°C	50B60	800 a 845°C
4063	800 a 845°C	5132	830 a 855°C
4135	815 a 870°C	5140	815 a 845°C
4140	815 a 870°C	5147	800 a 845°C
4145	815 a 845°C	5160	800 a 845°C
4150	815 a 845°C	50100	775 a 800°C

Tabla 2.2 Efecto de masa sobre la dureza de aceros al carbono y aleados. (Tratamientos térmicos de aceros, Dra DK de Grinberg pag. 64 Ed. Limusa.)

Acero SAE	Temperatura de normalizado °C	Dureza Brinell para diámetro de barras			
		12.7mm	25mm	50.8mm	101.6mm
Aceros al carbono - Grados para carburación					
1015	925	126	121	116	116
1022	925	143	143	137	131
Aceros al carbono - Grados para endurecimiento directo.					
1030	925	156	149	137	137
1050	900	223	217	212	201
1080	900	293	293	285	269
1137	900	201	197	197	192
1144	900	201	197	192	192
Aceros aleados - Grados para endurecimiento directo.					
1340	870	269	248	235	235
4063	870	285	285	285	277
4140	870	302	302	285	241
4340	870	388	363	341	321
5150	870	262	255	248	241
8630	870	201	187	187	187
8740	870	269	269	262	255
Aceros aleados - Grados para carburación.					
3310	890	269	262	262	248
4620	900	192	174	167	163
8620	915	197	183	179	163

**Tabla 2.3 Temperaturas de recocido recomendadas para aceros aleados.
 (Tratamientos térmicos de aceros, Dra DK de Grinberg pag.72 Ed. Limusa)**

Acero SAE	Temperatura de Recocido °C	Dureza Brinell Máxima.
1330	845 a 900	179
1340	845 a 900	192
3140	815 a 870	187
4137	790 a 845	192
4145	790 a 845	207
4150	790 a 845	212
4340	790 a 845	223
50B44	815 a 870	197
50B50	815 a 870	201
5130	790 a 845	170
5135	815 a 870	174
5145	815 a 870	197
5150	815 a 870	201
5160	815 a 870	223

Nota: Los enfriamientos son al horno.

CAPITULO 3.

Tratamiento térmico de fundiciones

1. FUNDICION GRIS.

1.1 Recocido.

El recocido es un tipo de tratamiento térmico frecuentemente aplicado a la fundición gris. El recocido de la fundición gris consiste en un calentamiento a una temperatura suficientemente alta para reblandecerlo y se enfría lentamente. De este modo se mejora su maquinabilidad.

Aproximadamente hasta los 595°C , los efectos de la temperatura sobre la estructura de la fundición gris son insignificantes. Al incrementarse la temperatura por encima de 595°C , la velocidad a la cual el carburo de hierro se descompone en ferrita más grafito se incrementa marcadamente, alcanzando la máxima a una baja temperatura de transformación (cerca de 760°C para una fundición de baja aleación).

La fundición gris se somete comúnmente a uno de tres tratamientos de recocido, cada uno de los cuales implica un calentamiento a diferente rango de temperatura. Estos tratamientos son: recocido ferrítico, recocido total y recocido de grafitización.

Recocido ferrítico.- Para una fundición de baja aleación de composición normal, cuando solamente se desea la conversión de carburo perlítico a ferrita y grafito para mejorar la maquinabilidad, generalmente es innecesario el calentamiento de la fundición arriba del rango de transformación. En la figura 3.1 se muestra la estructura de una fundición gris no aleada en la condición tal como sale de un proceso de fundición y después de un recocido a 760°C por 1 Hr.

Para la mayoría de las fundiciones grises en el recocido ferrítico, la temperatura recomendada está entre 705 y 760°C . La temperatura exacta dentro de este rango depende de la composición

del material.

Cuando las propiedades mecánicas son más importantes es aconsejable para el recocido hacer varias pruebas entre 705 a 760°C para determinar la temperatura de producción a fin de alcanzar la dureza deseada.



Fig. 3.1 Microestructuras en un hierro gris antes y después del recocido ferrítico. A la izquierda grafito y carburo; a la derecha ferrita y grafito (Metals Handbook Vol. 2, 8ª edición pag. 206.).

En la fundición es necesario mantener una temperatura adecuada y suficiente para permitir un proceso de grafitización completo. A temperaturas abajo de los 705°C, el tiempo requerido es excesivamente largo. Con temperaturas entre 705 y 760°C el tiempo requerido varía con la composición química y puede ser tan corto como 10 minutos para una fundición no aleada.

Recocido total.- Se usan temperaturas entre 787 y 900°C. Este tratamiento es empleado cuando el recocido ferrítico es inefectivo debido al alto contenido de aleantes de la fundición.

El tiempo de enfriamiento es semejante al empleado usualmente en el recocido ferrítico. La fundición es enfriada muy lentamente a través del rango de transformación, desde 787 a 677°C.

En la figura 3.2 se observa la microestructura que se obtiene como producto de un tratamiento de recocido total.

Recocido de grafitización. - Cuando la microestructura del hierro gris contiene carburos, son necesarias altas temperaturas de recocido. El recocido de grafitización tiene la simple intención de convertir el carburo a perlita y grafito, aunque para algunas aplicaciones se desea alcanzar la total descomposición en ferrita + grafito para una máxima maquinabilidad.

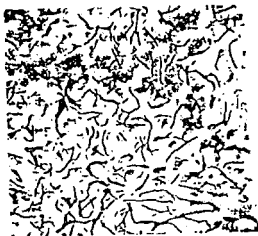


Fig. 3.2 Hierro gris . se le aplicó un recocido total, consistente en los siguientes pasos. Primero se mantuvo a una temperatura de 788°C por 1 Hr por pulgada de espesor, se enfrió en un horno a una temperatura de 427°C, y después se enfrió a temperatura ambiente (Metals Handbook Vol.7, 8ª edición pag 82.)

Para disolver el carburo con una razonable rapidez, es necesario una temperatura mínima de 871°C. Con cada incremento de 26° de temperatura, la velocidad de descomposición de carburo es

doble; consecuentemente, es práctica general emplear temperaturas de 900 a 955°C.

El tiempo de permanencia a una temperatura varía de pocos minutos a varias horas.

La velocidad de enfriamiento depende del uso final del hierro. Si el principal objeto del tratamiento es disolver el carburo y es deseable retener la máxima resistencia y resistencia al desgaste, la fundición debería ser enfriada en aire desde la temperatura de recocido a 538°C, para la formación de la estructura perlítica.

Efecto del contenido de aleantes.- Ciertos elementos, como el carbono y el silicio, pueden acelerar la descomposición de perlita y carburo a temperaturas de recocido. Cuando estos elementos están presentes en suficiente porcentaje, el tiempo a la temperatura de recocido se reduce.

1.2 Normalizado.

En la fundición gris el normalizado se realiza calentando a una temperatura por encima del rango de transformación, manteniendo esta temperatura por un período de 1 Hr por pulgada de la sección máxima de espesor y enfriando en aire la pieza. El normalizado se usa para mejorar las propiedades mecánicas, tales como la dureza y resistencia a la tensión o para restablecer propiedades que son modificadas por otros procesos de calentamiento.

El rango de temperaturas para el normalizado del hierro gris es aproximadamente 885 a 925°C. El calentamiento a esta temperatura tiene un marcado efecto sobre las propiedades mecánicas como la dureza y resistencia a la tensión. El normalizado es un proceso de reblandecimiento para un hierro gris no aleado y es un proceso de endurecimiento para un hierro aleado, como se observa en la tabla 3.1.

Tabla 3.1 Efecto del enfriamiento en aire para varias temperaturas sobre las propiedades del hierro gris.

Condición Bhn	[Hierro no aleado]		[Hierro aleado]		Kc
	Resistencia		Resistencia		
	a la tensión	Bhn	a la tensión	psi	
	psi		psi		
De fundición	207	38 100	212	38 700	0.84
Enfriado en aire de:					
1000 °F	202	30 400	212	38 700	0.82
1200 °F	138	28 200	202	38 600	0.82
1400 °F	131	27 400	170	34 200	0.60
1500 °F	152	29 400	212	42 600	0.78

Adicionalmente los efectos del normalizado, como función del contenido de aleantes y carbono equivalente, se muestran en la tabla 3.2.

Tabla 3.2 Influencia del contenido de aleantes y carbono equivalente sobre las propiedades del hierro gris.

Bar	Composición								Carbon equiv. psi	As cast		Normalized		
	C	Si	P	S	Mn	Cr	Ni	Mo		Cu	Tensile strength psi	Bhn	Tensile strength psi	Bhn
1	2.71	2.00	0.13	0.031	0.46	0.076	0.061	0.059	...	3.37	58,000	241	65,000	241
2	3.25	2.03	0.02	0.031	0.67	0.085	0.80	0.30	0.22	3.93	84,800	241	82,000	255
3	2.68	1.90	0.03	0.018	0.63	0.063	0.092	0.042	...	3.27	57,700	255	65,700	241
4	3.15	2.20	0.38	0.018	0.44	0.074	0.071	0.071	0.39	3.88	43,000	229	34,300	179
5	3.45	2.18	0.09	0.077	0.84	0.39	1.21	0.50	0.10	4.17	36,200	248	58,500	211
6	3.31	2.10	0.39	0.070	0.41	0.068	0.08	0.055	0.44	4.01	38,900	212	29,200	163
7	3.42	2.44	0.42	0.058	0.56	0.063	0.058	0.057	0.108	4.23	31,100	187	26,000	143

1a) Especifica. 1.2-in diam. were normalized at 1650 F. 1 1/2 hr. then stress relieved at 1000 F.

Las barras 1, 3, 4, 6, y 7 están esencialmente libres de aleantes excepto por una pequeña cantidad. Las barras 1 y 3 caracterizadas por alta resistencia y bajo contenido de carbono equivalente, virtualmente alcanzaron su resistencia como resultado del normalizado por 1 1/2 Hr a 900°C, enfriamiento en aire, más alivio de tensiones a 538°C.

El efecto del contenido de aleantes sobre el endurecimiento después del normalizado se muestra en la figura 3.3 para dos

fundiciones aleadas con diferente carbono equivalente, níquel y cromo.

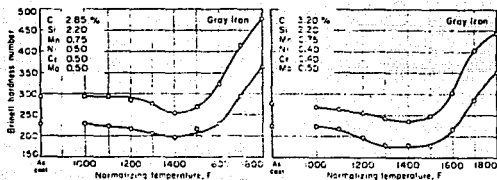


Fig. 3.3 Efecto del contenido de aleantes sobre el endurecimiento en el normalizado.

1.3 Temple y Revenido.

El hierro gris es templado y revenido para mejorar sus propiedades mecánicas, particularmente su resistencia.

El horno y el baño de sal para el temple pueden aplicarse a gran variedad de hierros grises; igualmente el endurecimiento por flama o inducción. En el endurecimiento por flama o inducción es relativamente grande el carbono combinado requerido por que es extremadamente corto el periodo disponible para la solución de carbono en la austenita. En el temple usando horno y baño de sal, sin embargo la fundición puede ser mantenida a una temperatura por encima del rango de transformación por un largo periodo si es necesario; inclusive en fundiciones que tienen bajo contenido de carbono.

Un hierro gris no aleado de bajo contenido de carbono combinado debe ser austenitizado en un tiempo relativamente largo.

El efecto del silicio es reducir la solubilidad de carbono en austenita, un hierro aleado con alto contenido de silicio necesariamente requiere una alta temperatura de austenitización para obtener el máximo endurecimiento.

El manganeso y molibdeno son elementos reconocidos en cuanto a la función de incrementar el grado de endurecimiento del hierro

gris; el cromo y níquel son usados para acentuar el efecto del molibdeno. El cromo por sí mismo no influye en el endurecimiento del hierro gris, su importancia está en la estabilización del carburo, particularmente en el endurecimiento por flama.

Austenitización.- Consiste en el calentamiento de la fundición a una temperatura suficientemente alta para facilitar la formación de austenita, manteniendo esta temperatura hasta que el carbono se disuelva.

La temperatura necesaria a la cual la fundición es calentada se determina por el rango de transformación particular de la fundición gris.

El cromo eleva el rango de transformación del hierro gris. En fundiciones de alto níquel, alto silicio, cada por ciento de cromo eleva el rango de transformación cerca de 22°C. El níquel tiene el efecto contrario, baja el rango crítico. Un hierro gris con un 4 a 5% de níquel tiene el límite superior del rango de transformación cerca de 710°C.

En la práctica, la temperatura utilizada está alrededor de 80°C por encima de la calculada A_1 para asegurar la austenitización.

$$A_1 = 727 + 50.4(\% \text{ Si}) - 45.0(\% \text{ Mn}) \dots \dots \dots (\text{ ec. 1 })$$

Sin embargo una muy alta temperatura debe ser evitada por que en el enfriamiento se incrementa el peligro de distorsión y grietas que promueven la retención de austenita.

La fundición debe ser calentada lentamente debajo del rango de temperatura para evitar el agrietamiento. Arriba del rango de 595 a 677°C el calentamiento puede ser rápido si se desea.

El revenido a temperaturas cerca de 371°C incrementa la resistencia al impacto de un hierro gris de bajo silicio.

El modulo de elasticidad de un hierro gris de baja aleación puede ser moderadamente mejorado por el temple y revenido como se indica en la tabla 3.3.

Tabla 3.3 Influencia del temple y revenido en el modulo de elasticidad de un hierro gris.

Fundido	17.7 millones de psi
templado en aceite	18.2 "
revenido	19.0 "

El modulo de ruptura se incrementa marcadamente con el uso de altas temperaturas de revenido.



Fig. 3.5 Hierro gris aleado (0.8-1.1 Cr, 0.4-0.6 Mo) austenitizado a una temperatura de 871°C, templado en aceite. La microestructura consiste en laminas de grafito, particulas de carburo (areas blancas) y pequenas cantidades de austenita retenida en una matriz de martensita fina (Metals Handbook Vol.7, 8ª edición pag. 85.).

1.4 Austemplado o Austempering de hierro gris.

En el austemplado, la microestructura final del hierro es una matriz esencialmente de bainita, la estructura se forma por debajo del rango de temperatura perlítico, y por encima del rango de martensita. En la fig. 3.6(a) se muestra al hierro enfriado desde

una temperatura por encima del rango de transformación en un baño caliente y mantenido en el baño a una temperatura constante hasta que la transformación a bainita es completada.

El hierro gris es usualmente enfriado en baño de sal o de aceite de 232 a 426°C para el austemplado. Cuando la alta dureza y resistencia son el objetivo final de este tratamiento, la temperatura del baño es usualmente mantenida entre 232 y 287°C.

El tiempo requerido para la máxima transformación de bainita es determinado por la temperatura del baño usado por el enfriamiento y la composición del hierro. La influencia del tamaño de grano de la austenita en el hierro gris sobre el tiempo requerido es usualmente pequeña. El efecto de la composición del hierro sobre el tiempo requerido puede ser considerable, la adición de aleantes como níquel, cromo y molibdeno, incrementan el tiempo requerido para la transformación.

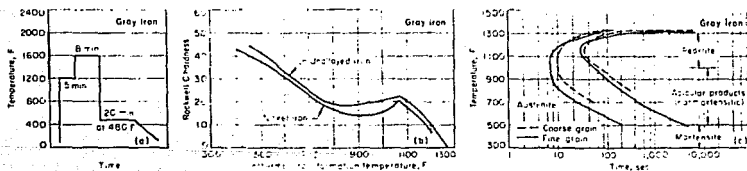


Fig. 3.6 (a) Representación esquemática de un ciclo de austemplado. (b) Relación de la temperatura de transformación isotérmica con la dureza. (c) Diagrama TTT de un hierro gris.

1.5 Martemplado.

El martemplado es usado para producir martensita sin desarrollar las tensiones que usualmente acompañan su formación. Es similar al endurecimiento convencional, excepto que la distorsión es virtualmente eliminada. Sin embargo, la característica fragilidad de la martensita en el hierro gris

permanece después del martemplado. Como se muestra en la figura 3.7, la fundición es enfriada desde una temperatura por encima del rango de transformación en un baño de sal o aceite, manteniendo el baño a una temperatura ligeramente por encima del rango a la cual se forma la martensita (204-260°C para un hierro no aleado) solamente hasta que toda la pieza de fundición alcanza la temperatura del baño y entonces se enfría a temperatura ambiente.

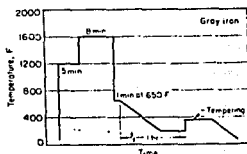


Fig. 3.7 Representación esquemática de un ciclo de martemplado y revenido.

Algunas distorsiones de diferente nivel, ocurren durante el martemplado. Las condiciones que propician la excesiva distorsión son: tensiones residuales de fundición, maquinado o rápido enfriamiento durante un primer tratamiento térmico; insuficiente tiempo para estabilizar la temperatura de austenitización, etc.

1.6 Endurecimiento por flama.

El endurecimiento por flama es un método de endurecimiento superficial comúnmente aplicado al hierro gris.

Uno de los aspectos importantes de la composición del hierro gris es el contenido de carbono combinado, el cual debe estar en el rango de 0.50 a 0.70%, aunque hierros con 0.40% de carbono combinado pueden ser endurecidos por flama. En general, el endurecimiento por flama no es recomendable para hierros que contengan más de 0.80% de carbono combinado, por que tales hierros probablemente tengan grietas en la superficie endurecida.

El silicio facilita la formación de grafito y un bajo contenido de carbono combinado, por lo cual, un bajo contenido de silicio es aconsejable. También es recomendable que el contenido de manganeso se mantenga en un rango de 0.8 a 1.00% para mejorar la profundidad del endurecimiento.

El hierro gris para ser endurecido por flama debe estar libre de posibles porosidades y de material extraño como arena o escoria, por que la porosidad y la inclusión de material extraño puede producir una superficie aspera o causar grietas después del endurecimiento.

El endurecimiento puede ser incrementado por la adición de aleantes. La máxima dureza obtenible por el endurecimiento por flama se alcanza con hierro gris que contiene 3.0% C, 1.7% Si, 0.60 a 0.80% Mn para un rango de 400 a 500 Bhn.

El endurecimiento de la superficie del hierro gris disminuye al aumentar la distancia debajo de ella. Esta disminución en la dureza puede ser causada por la relativa retención de austenita suave desde la superficie. El endurecimiento superficial puede alcanzarse calentando en el rango de 193 a 248°C.

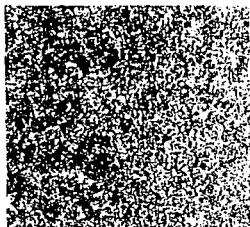


Fig. 3.8 Microestructura de una fundición gris aleada sometida a un proceso de endurecimiento por flama (3.05% C, 2.11% Si, 0.83% Mn, 0.12% Cr, 0.05% Ni, 0.17% Mo). Placas de grafito con una matriz de perlita en el centro, la cual es rodeada por una matriz de martensita (Metals Handbook Vol.7, 8ª edición pag. 86).

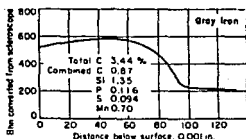


Fig. 3.9 Gradiente típico de la dureza producida en la capa superficial de un hierro gris por endurecimiento por flama.

1.7 Alivio de tensiones.

Las tensiones residuales reducen la resistencia, causando distorsión y en algunos casos extremos, agrietamiento. La magnitud de estas tensiones depende de la forma y dimensiones de la fundición, de la técnica de fundición empleada, de la composición y propiedades del material de la fundición, etc.

La temperatura de alivio de tensiones usualmente esta por debajo del rango de transformación.

Los efectos del alivio de tensiones a 648°C por 6 hr sobre la resistencia a la tensión y el endurecimiento sobre algunos tipos de hierro gris se muestra en la figura 3.10.

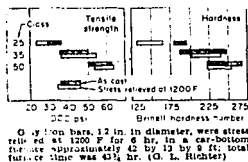


Fig. 3.10 Efectos del alivio de tensiones sobre la dureza y resistencia de diversas fundiciones.

Para obtener un maximo alivio de tensiones con una minima descomposición de carburo en un hierro no aleado, el rango de temperatura deseable es de 538 a 565°C.

En la figura 3.11 se indica que de un 75 a 85% de tensiones residuales puede ser removido en un tiempo de 1 Hr en este rango.

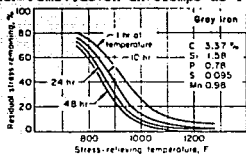


Fig. 3.11 Efecto de la temperatura de alivio de tensiones sobre el porcentaje de tensiones residuales en un hierro gris.

Para hierros de alta aleación, se aplica una temperatura de 648°C para aliviar aproximadamente 90% de tensiones residuales. Estos hierros contienen 2.16% de C, 2.08% Si, 1.76% Cr, 15.19 Ni y 7.11 Cu.

La velocidad de calentamiento depende de la forma de la pieza, y excepto por la complejidad de la pieza no es especialmente crítica.

El enfriamiento lento desde la temperatura de alivio de tensiones es parte esencial del alivio de tensiones.

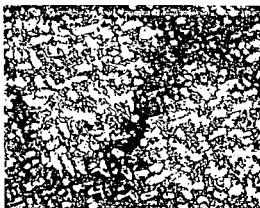


Fig. 3.12 Microestructura de una fundición gris sometida a un alivio de tensiones en un periodo de 1 hr en un rango de temperaturas de 607 a 621°C. La matriz es de ferrita, con zonas de perlita (áreas oscuras), (Metals Handbook Vol.7, 8ª edición pag. 82).

Tratamiento térmico de fundiciones

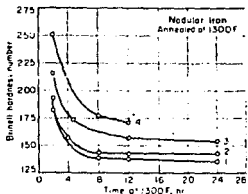
2.- FUNDICION NODULAR.

2.1 Recocido.

Cuando se desea máxima ductilidad y buena maquinabilidad y no se requiere alta resistencia, al hierro nodular se le puede aplicar un recocido. La microestructura se convierte en ferrita y grafito esferoidal. El manganeso, fósforo y otros elementos aleantes como el cromo, níquel y molibdeno deben ser lo más bajo posible para una mejor maquinabilidad.

Este tratamiento consiste en elevar la temperatura de 860 a 900°C durante 3 hr; en seguida se procede a un enfriamiento lento dentro del horno a razón de 15 a 20°C por hora hasta alcanzar una temperatura de 648°C. A continuación se sacan las piezas del horno y se dejan enfriar a temperatura ambiente.

La influencia del recocido subcrítico a 704°C para varios periodos de tiempo sobre la dureza se muestra en la figura 3.13.



Iron	TC	Si	Mn	NI
1	0.30	2.00	0.30
2	0.24	1.80	0.30	0.06
3	0.28	2.00	0.34
4	0.20	2.00	0.30	1.70

Fig. 3.13 Influencia del tiempo a temperatura subcrítica de recocido sobre la dureza de varias fundiciones nodulares.

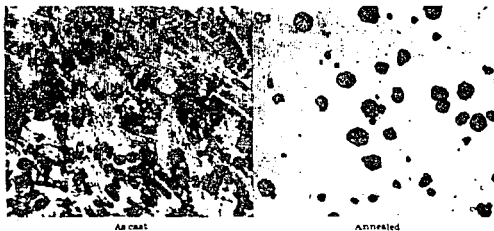


Fig. 3.14 Comparación de un hierro nodular antes y después del recocido. A la izquierda carburo y nodulos de grafito; a la derecha nodulos de grafito en una matriz ferritica (Metals Handbook Vol.2, 8^a edición pag. 214).

2.2 Normalizado.

Este tratamiento está destinado a homogeneizar su estructura y conseguir una excelente combinación entre el límite elástico y la resistencia a la tracción. Consiste en elevar la temperatura a 871-940°C durante 30 minutos por cm² de sección y enseguida el enfriamiento se realiza al aire. La microestructura obtenida por normalizado depende de la composición de la fundición y del periodo de enfriamiento.

La figura 3.15(a) muestra el efecto de la temperatura del hierro nodular cuando es sacado del horno para ser enfriado al aire durante el normalizado; esto puede afectar grandemente a la dureza.

La influencia de varios contenidos de níquel y varias combinaciones de elementos aleantes sobre la dureza obtenida en el normalizado para varias secciones es mostrada en la figura 3.15(b).

El normalizado comunmente es seguido de un revenido para reducir la dureza y aliviar tensiones residuales que se desarrollan cuando varias partes de la fundición son enfriadas a

diferentes velocidades. El efecto del revenido sobre la dureza y resistencia a la tensión depende de la composición del hierro y la dureza obtenida en el normalizado. La figura 3.15(c) muestra el efecto del revenido para 1 Hr a 510 y 621°C sobre la dureza de un hierro nodular no aleado, otro aleado con níquel y uno más con níquel-molibdeno, después del normalizado.

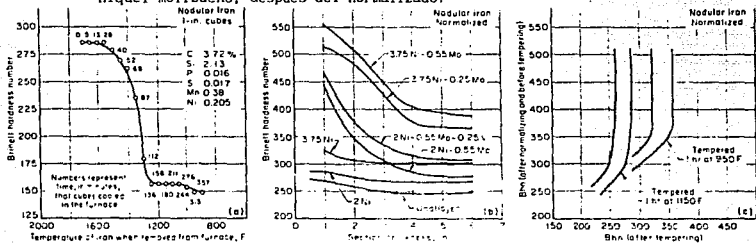


Fig. 3.15 Efecto de diversas variables sobre el endurecimiento después del normalizado.

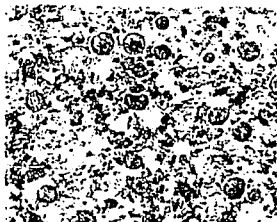


Fig. 3.16 Fundición normalizada. El material se mantuvo a una temperatura de 899°C por una hora y se enfrió en aire a temperatura ambiente. La microestructura muestra nodulos de grafito (gris oscuro), ferrita libre (blanca) en una matriz de perlita fina (gris claro). [Metals handbook Vol. 7, 8ª edición pag. 89].

2.3 Temple.

La temperatura de 843 a 926°C es normalmente usada para la austenitización. El aceite es el medio de temple preferido para minimizar las tensiones, aun cuando el agua puede usarse para piezas de forma simple.

El tiempo a la temperatura de austenitización es importante para obtener la máxima dureza durante el temple, por lo general se mantiene 20 min/cm² de sección.

Rangos normales de carbono total y silicio tienen poca influencia en el endurecimiento. La temperatura de austenitización depende del contenido de carbono combinado.

La variedad de endurecimiento que pueden obtenerse por la adición de elementos aleantes se muestra en la figura 3.17.

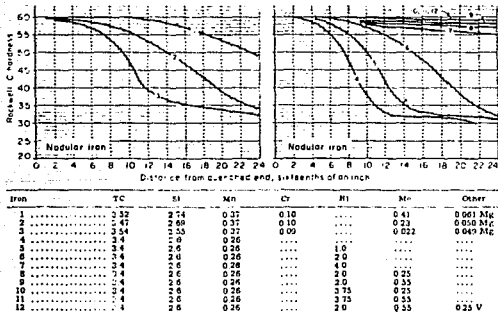


Fig. 3.17 Efecto de elementos aleantes sobre el endurecimiento por temple de una fundición nodular.

Después de templar el hierro nodular, es usualmente revenido por 1 hr más 1 hr por pulgada de sección para obtener la dureza deseada.

El martempleado y el austempleado descritos previamente en el hierro gris también son aplicables al hierro nodular y a ello se dedicará, en gran medida el capítulo siguiente.

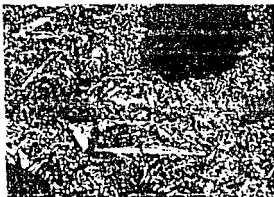


Fig. 3.18 Hierro nodular austenizado a 899°C y templado en aceite; después fue revenido a 593°C . La estructura consiste de nódulos de grafito en una matriz de martensita revenida (Metals Handbook Vol.7^a edición pag. 89).

2.4 Endurecimiento superficial.

Los hierros nodulares también responden perfectamente al temple por flama o por inducción, teniendo la precaución de partir de una matriz perlítica y de ser posible con contenidos de níquel entre el 1 y 2%, con esto se alcanzan fácilmente durezas de 650 Bhn y con una profundidad de 2 a 3 mm.

Cuando se tiene una matriz ferrítica en el núcleo, la respuesta al tratamiento térmico superficial, será menor, y solamente con un calentamiento prolongado pueden obtenerse resultados satisfactorios. El temple por flama es frecuentemente aplicado a las fundiciones y consiste en un calentamiento local a temperaturas por encima de la crítica de transformación, por medio de una llama oxiacetilénica, procurando homogeneizar el calentamiento; a continuación, el enfriamiento se realiza en agua o aceite, para obtener la máxima transformación martensítica. Después del tratamiento las piezas de hierro nodular están constituidas por una capa periférica de martensita dura y

resistente al desgaste, y un núcleo tenaz de ferrita y perlita.

Mediante este tratamiento las tensiones producidas son inferiores a las del temple total, al tener que enfriar una zona pequeña, lo que crea menor distorsión.

El tratamiento de temple por inducción es un temple por flama, pero mecanizado, con la ventaja de obtener una mayor regularidad en el calentamiento y superior rapidez, dando todo ello una homogeneidad estructural muy aceptable; su desventaja más importante es el costo de la instalación y la imposibilidad de adaptar la bobina al diseño, lo que ocasiona serias complicaciones.

Durante la aplicación de un temple superficial debe extremarse la vigilancia respecto a su temperatura de calentamiento, que además de ser homogénea no supere los 898°C dado que con ello obtendríamos una estructura martensítica basta, que mermaría las propiedades mecánicas del hierro nodular.



Fig. 3.19 Zona endurecida por flama en un hierro nodular. Los nodulos de grafito estan en una matriz de martensita (oscura) con poca cantidad de austenita retenida (blanca) [Metals Handbook Vol.7, 8^a edición pag. 90].

2.5 Nitruración.

Es un proceso de endurecimiento que involucra la difusión de nitrógeno en la superficie de un material a una temperatura cerca

de 500 a 600°C.

Los hierros nodulares aceptan la nitruración en sus dos variantes: nitruración gaseosa y líquida. El primer tipo de nitruración no es muy difundida por requerir de elementos aleantes capaces de formar fuertes nitruros de elevada dureza, como por ejemplo: cromo, molibdeno, titanio, etc.

Sin embargo, con la nitruración líquida su utilización es constante por no requerir de elementos aleantes, obteniéndose excelentes propiedades mecánicas, como:

- a) Aumento de la resistencia a la fatiga, especialmente en piezas sometidas a flexiones alternadas.
- b) Elevada resistencia al desgaste y rozamiento.
- c) Con ligero aumento de la resistencia a la corrosión, ninguna variación en las dimensiones de las piezas tratadas.

Este tipo de nitruración es muy utilizado por su fácil manejo y economía, y se aplica perfectamente al hierro nodular aleado y no aleado.

El tratamiento consiste en sumergir las piezas en un baño líquido de sales con composición a base de cianuros y cianatos. Estos últimos, forman los elementos activos de la nitruración. El enriquecimiento superficial de nitrógeno se efectúa a una temperatura en el intervalo de 500 a 580°C con permanencia de 1 a 3 Hr y a continuación se efectúa un enfriamiento al aire, o en un medio más energético.

El enfriamiento después del tratamiento de nitruración interviene en forma clara en la matriz de esta capa. Si se realiza rápidamente, el nitrógeno queda en solución pudiendose distinguir de la matriz, mientras que con enfriamientos lentos se provoca la precipitación del nitrógeno en agujas.

Esta capa proporciona elevada resistencia al rozamiento y confiere propiedades anti-oxidantes, por esta razón, las piezas de hierro nodular tratadas en esta forma no pueden ser rectificadas, pues se eliminarían sus principales propiedades.

En la figura 3.20 se muestra una microestructura de un hierro nodular al que se le aplico un tratamiento de nitruración líquida en un baño de sales.

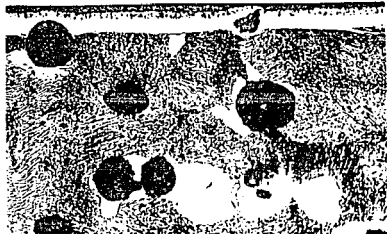


Fig. 3.20 Hierro nodular al que se le aplico nitruración líquida en un baño de sales a 571°C por 3 Hr y se templó en agua. La superficie muestra nitruros de hierro (zona blanca) con porosidades; los nodulos de grafito estan en una matriz de perlita y ferrita libre (Metals Handbook Vol.7 8^a edición pag.90).

2.6 Eliminación de tensiones.

En muchas ocasiones, las piezas directamente de fundición quedan con tensiones residuales internas, que se incrementan durante el maquinado.

Para eliminar este tipo de tensiones conviene proporcionar un calentamiento a una temperatura de 500 a 600°C durante un tiempo de 2 a 5 Hr, siguiendo un enfriamiento lento dentro del horno y sacarlas al aire cuando la temperatura baje a 200°C .

Este tipo de tratamiento se aplica, a piezas grandes y delicadas como son: cabezas para motores Diesel, bancadas, plataformas para prensas, carcazas para turbinas, cuerpos de válvulas, etc.

La dureza Brinell no sufre variaciones después del tratamiento, quedando prácticamente igual que al inicio.

Tratamiento térmico de fundiciones 3. FUNDICION MALEABLE.

Los hierros maleables perlíticos y ferríticos son producidos por el recocido del hierro blanco de composición controlada.

El recocido se realiza industrialmente en dos etapas conocidas como primera y segunda fase del recocido.

En la primera fase del recocido, la fundición blanca se calienta lentamente hasta una temperatura de 840 a 980°C. Durante el calentamiento, la perlita se transforma en austenita al alcanzar la línea crítica inferior y a medida que aumenta la temperatura, la austenita disuelve más cementita.

En el diagrama de la figura 3.21 vemos que en el sistema metaestable la austenita puede disolver más carbono que en el estable. Por esta razón, existe una fuerza directriz que hace que el carbono se precipite fuera de la austenita en forma de grafito libre. La precipitación inicial de un núcleo de grafito deja a la austenita sin carbono, lo que ocasiona que se disuelvan nuevas cantidades de cementita, lo que da lugar a una nueva acumulación de carbono sobre los núcleos de grafito ya formados. Los núcleos de grafito crecen en todas las direcciones, adoptando la forma de nódulos irregulares, denominados como carbono revenido. La fundición blanca se mantiene a esta temperatura, hasta que todos los carburos grandes se han descompuesto. Como la grafitización es un proceso relativamente lento, la fundición debe mantenerse a esta temperatura por lo menos durante 20 Hr. La estructura al final de esta primera fase de grafitización esta formada por nódulos de carbono revenido distribuidos en la matriz de austenita saturada.

Al descender lentamente la temperatura, la solubilidad del carbono en la austenita disminuye, lo que origina la precipitación de nuevas cantidades de carbono de la austenita.

La segunda fase del recocido consiste en un enfriamiento muy lento al atravesar la zona crítica en que tiene lugar la reacción eutectoide. Esto permite a la austenita descomponerse en las fases estables de ferrita y grafito. Una vez terminada la grafitización,

la estructura no sufre ninguna nueva modificación durante el enfriamiento a temperatura ambiente, quedando constituida por nódulos de carbono revenido en una matriz ferrítica.

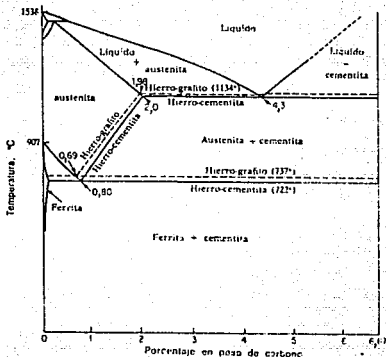


Fig. 3.21 Diagrama de equilibrio metastable hierro-carbono, sobre el que está dibujado en trazos el sistema estable hierro-grafito.

La obtención de una fundición maleable perlítica, puede lograrse con la adición de manganeso a la fundición y seguir el proceso normal de recocido, o bien sustituir la segunda fase de recocido por un temple, normalmente al aire, que hace que el enfriamiento en la región eutectoide se lleve a cabo con la velocidad necesaria para la obtención de cementita en la matriz. La cantidad de perlita que se forma depende de la temperatura de temple y la velocidad de enfriamiento.

Si el enfriamiento en la región eutectoide no se realiza a la velocidad necesaria para que el carbono quede en forma combinada, las zonas que rodean los nódulos de carbono revenido estarán totalmente grafitizadas mientras que las más distantes presentarán una estructura totalmente perlítica, a esta estructura se conoce

como "ojo de buey".

La fundición maleable perlítica también puede obtenerse a partir de la fundición maleable ferrítica mediante un calentamiento de esta última por encima de la temperatura crítica inferior, seguido de un enfriamiento rápido. Cuanto más elevada es la temperatura, mayor es la cantidad de carbono de los nódulos de grafito que se disuelve, que después en el enfriamiento quedará en forma de carbono combinado, lográndose obtener las características deseadas.

Las siguientes figuras muestran las microestructuras de la fundición maleable.

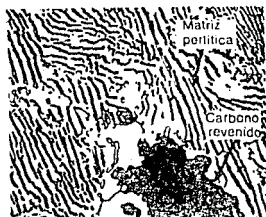


Fig. 3.23 Fundición maleable perlítica.

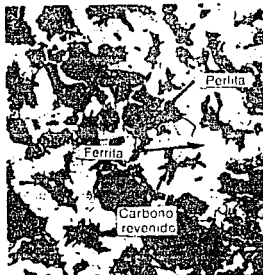


Fig. 3.24 Aspecto típico de una estructura de " ojo de buey ". Los nódulos de carbono de revenido se encuentran rodeados por ferrita y separados unos de otros por perlita laminar. (Introducción a la Metalurgia Física, Avner pag. 429 Ed. Macgraw-Hill).

3.1 Temple y Revenido.

En la mayoría de las fundiciones el procedimiento empleado de temple es el siguiente: a) aire frío después del primer recocido, retiene cerca de 0.75% de C en la perlita. b) recalentar de 15 a 30 minutos de 843 a 871°C, para reaustenitizar la matriz. c) Templar a una temperatura de 80 a 105°C en aceite, así se desarrolla una matriz que consiste en martensita y bainita con dureza de 555 a 627 Bhn.

El incremento de la temperatura de austenitización incrementa la cantidad de carbono disuelto, el cual es medido en el carbono combinado después del temple a temperatura ambiente como lo muestra la figura 3.25.

La alta temperatura de austenitización de 900 a 930°C da como resultado una mayor homogeneidad en la austenita, la cual es deseable para obtener martensita más uniforme pero también puede

causar distorsión o grietas.

El temple y el revenido de un hierro maleable perlítico puede ser producido desde el recocido de un hierro maleable ferrítico, la matriz de este hierro es esencialmente carbono libre; el grafito puede ser disuelto en austenita a una temperatura de 845 a 870°C por un intervalo de tiempo suficientemente largo para lograr una matriz austenítica con un contenido de carbono uniforme.

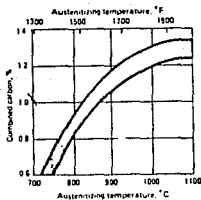


Fig. 3.25 Efecto de la temperatura de austenitización sobre el contenido de carbono combinado.

El tratamiento de revenido consiste de ciclos de no menos de 2 Hr a una temperatura suficiente para asegurar la uniformidad del producto. El tiempo de revenido debe ser ajustado para el espesor de la sección y el enfriamiento de la microestructura. La perlita fina y la bainita requieren largos tiempos de revenido. En general el endurecimiento final es controlado con procesos que se utilizan en el tratamiento de aceros de medio y alto contenido de carbono. Los efectos de la temperatura de revenido y el tiempo sobre la dureza de un hierro maleable ferrítico y perlítico se muestran en la figura 3.27.

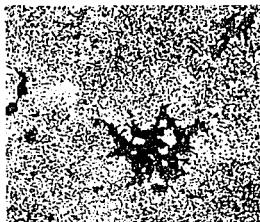


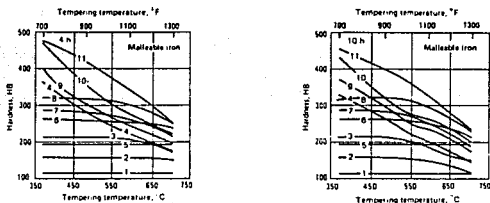
Fig. 3.26 Hierro maleable perlítico, se mantuvo a 860°C , se templó en aceite y después se aplicó un revenido a 593°C . Se observan los nódulos de carbono revenido y las partículas de MnS en una matriz de martensita revenida (Metals Handbook Vol.7 8^a edición pag.97).

3.2 Endurecimiento superficial.

El hierro perlítico maleable puede ser endurecido por calentamiento por inducción o por flama. Generalmente, la dureza esta en el rango de 55 a 60 Rc, con una profundidad controlada por la velocidad de calentamiento y por la temperatura desarrollada sobre la superficie de la pieza que se debe endurecer.



Fig. 3.28 Hierro maleable perlítico, el cual fue templado y revenido para después darle un endurecimiento por flama (Metals Handbook Vol.7 8^a edición pag.97).



Iron	Material	TC	Composition, %				Alloying and prior heat treatment	Hardness, (HB)
			Si	S	Mn	Mo		
1	Standard (ferritic) grade 32510	2.40	1.80	0.072	0.30	...	Unalloyed; fully malleabilized	116
2	Pearlitic malleable iron, grade 45007	2.40	1.80	0.072	0.30	...	Unalloyed; air quenched from 925 °C (1700 °F), tempered 8 h at 695 °C (1280 °F)	166
3	Pearlitic malleable iron, grade 60003	2.40	1.80	0.072	0.30	...	Unalloyed; oil quenched from 870 °C (1600 °F), tempered 3 h at 650 °C (1200 °F)	212
4	Oil-quenched malleable iron	2.40	1.80	0.072	0.30	...	Unalloyed; oil quenched from 870 °C (1600 °F), not tempered	444
5	Pearlitic malleable iron, grade 45010	2.40	1.80	0.076	0.90	...	Alloyed (Mn); air quenched from 940 °C (1720 °F), tempered 34 h at 715 °C (1320 °F)	192
6	Pearlitic malleable iron, grade 80002	2.40	1.80	0.072	0.90	0.45	Alloyed (Mn and Mo); air quenched from 940 °C (1720 °F), tempered 12 h at 620 °C (1150 °F)	262
7	Air-quenched alloyed malleable iron	2.40	1.80	0.079	0.90	...	Alloyed (Mn); air quenched from 925 °C (1700 °F), not tempered	285
8	Air-quenched alloyed malleable iron	2.40	1.80	0.076	1.10	...	Alloyed (Mn); air quenched from 925 °C (1700 °F), not tempered	321
9	Oil-quenched alloyed malleable iron	2.40	1.80	0.079	0.90	...	Alloyed (Mn); oil quenched from 830 °C (1525 °F), not tempered	514
10	Oil-quenched alloyed malleable iron	2.40	1.80	0.076	1.10	...	Alloyed (Mn); oil quenched from 830 °C (1525 °F), not tempered	578
11	Air-quenched alloyed malleable iron	2.40	1.80	0.072	0.90	0.45	Alloyed (Mn and Mo); air quenched from 940 °C (1720 °F), not tempered	514

Fig. 3.27 Efecto de la temperatura de revenido y el tiempo sobre la dureza de un hierro maleable perlítico y ferrítico.

3.3 Martempleado y Revenido.

La aplicación de un tratamiento térmico de martempleado y revenido permite desarrollar propiedades mecánicas similares a las obtenidas de un temple y revenido(por ejemplo, resistencia a la tensión 862 Mpa y dureza de 300 HB).

El hierro maleable perlítico es susceptible al agrietamiento cuando se temple en aceite caliente de 40 a 95°C desde la temperatura de austenitización. Una temperatura segura del aceite o baño de sal para el temple es cerca de 205°C.

EJEMPLOS DE APLICACION DEL TRATAMIENTO TERMICO.

(Selección y cuidados)

Ejemplo 1.

La figura 3.29 muestra el control de dureza obtenida en una fundición que fue templada y revenida para un manguito, de un hierro maleable perlítico de la clase 80002. Estos manguitos fueron calentados a 870°C por 30 minutos, templados en aceite a 65°C y revenidos a 650°C por 2 hr.

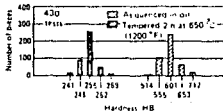


Fig. 3.29 Control de dureza obtenida de piezas templadas y revenidas.

Ejemplo 2.

Un tipo de hierro maleable perlítico fue usado para herramientas para conectores eléctricos. Las mordazas de estas herramientas eran originalmente diseñadas con insertos hechos de acero endurecido. Moldeando a la cascara las mordazas y dándoles tratamiento térmico, es posible integrar las mordazas al intrincado contorno diseñado de la fundición y puede ser endurecido por calentamiento por inducción y templado en agua para

proporcionar la resistencia al desgaste requerida. El endurecimiento fue así restringido en las mordazas, y la resistencia y dureza correspondiente al tipo fue mantenida en el brazo de palanca.

Ejemplo 3.

El hierro gris no aleado de una válvula guía es calentado en un horno de atmosfera controlada, hasta obtener una temperatura de 900°C por una hora.

La válvula se temple en aceite, manteniendo la temperatura alrededor de 50°C, obteniendo una dureza de 45 a 50 Rc. Después del revenido a 426°C, se obtendrá una dureza de 30 a 34 Rc.

Ejemplo 4.

Una guía de válvula está hecha de hierro gris, que contiene 3.40 C, 2.40 Si, 0.21 Cr y 0.50 Cu, la cual se calienta a 871°C, manteniendose esta temperatura por una hora. Después es templada en aceite; el revenido se realiza a 450°C por una hora. La distribución de la dureza después del temple y revenido, para 25 piezas se muestra en las graficas de la figura 3.30.

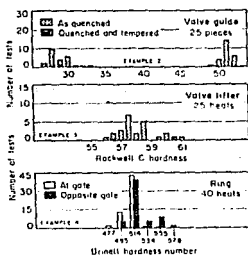


Fig. 3.30 Distribución de la dureza de temple y revenido de partes producidas con hierro gris.

Ejemplo 5.

Las piezas fundidas con la forma de anillos de diametro de 2.5 pulg. por 0.75 pulg. de altó por 0.25 a 0.5 pulg. de espesor, estan hechas de hierro gris. Las piezas son tratadas térmicamente, el tratamiento comienza con un calentamiento hasta la temperatura de 870°C manteniendo esta temperatura por un tiempo de media hora, entonces se templea en aceite. Los datos de dureza para 20 lotes consecutivos se representan en la figura 3.30.

Ejemplo 6.

Cuando se templea en aceite a 100°C y se aplica un revenido a 260°C, a un cilindro de motor Diesel, tiene un promedio de distorsión de 0.0101 in., y ocasionalmente se presentan grietas. Ello se puede disminuir cuando se austembla pues la misma pieza se tiene un promedio de distorsión de 0.0025 in., y cuando se aplica un martemplado el promedio de distorsión fue de 0.0025 in. El promedio maximo de crecimiento para estas piezas fueron los siguientes:

Templado en aceite y revenido	0.0279 in.
Austemplado	0.0099 in.
Martemplado	0.0089 in.

El ciclo de austemplado consiste de un precalentamiento a 600°C por 5 minutos, austenitizar a 871°C por 8 minutos, templado a 230°C, manteniendo esta temperatura por 20 minutos, y enfriar a temperatura ambiente.

El ciclo de martemplado comprende un precalentamiento a 650°C por 5 minutos, austenitizar a 850°C por 8 minutos, templado con agitación en el baño de sal a 343°C por 1 minuto, enfriando en aire en un tiempo mínimo de 1 hora, y revenir a 130°C.

Ejemplo 7.

Rapido desgaste y rompimiento por impacto
de una barra de fundición.

La composición nominal utilizada en este hierro fue 2.75 C, 0.75 Mn, 0.5 Si, 0.5 Ni, 19.5 Cr, 1.1 Mo. La dureza medida es de 450 a 500 HR. La dureza deseada para este material después de

templar en aire era de 600 a 650 HB. La microestructura que se muestra en la figura 3.36 consiste de carburos de cromo (Cr_7C_3) en una matriz de austenita retenida y martensita mezclada con carburos secundarios.

La baja dureza resulta de la excesiva cantidad de austenita retenida, esto ocasiona una reducida resistencia al desgaste.

Recomendaciones.- Reducir la austenita retenida, la recomendación consiste en evitar una excesiva temperatura de austenitización y excesiva velocidad de enfriamiento desde la temperatura de austenitización, controlando la composición química para evitar un excesivo endurecimiento por el tamaño de la sección involucrada.



Fig. 3.31 Microestructura de una fundición de hierro que se rompió y sufrió un prematuro desgaste (Metals Handbook Vol.11 ,9^a edición pag. 368).

Ejemplo 8.

Problemáticas asociadas al tratamiento térmico de piezas de fundición.

Falla en la tapa de un cojinete causada por la combinación de tensiones y la baja resistencia de la microestructura.

La tapa del cojinete de un motor de tractor que se fabrica de una fundición de hierro, a menudo sufre fracturas luego de un corto tiempo de operación.

Inicialmente dos fracturas de la tapa del cojinete son examinadas; ambas muestran el mismo fenómeno, externamente y metalográficamente en la sección. La fractura originalmente en la fundición es una ranura y corre aproximadamente en forma radial hacia el eje del árbol (fig 3.32a). El pequeño cruce de sección fue el punto de origen de la fractura.

Para un examen metalográfico, la sección fue cortada paralelamente a la fractura como se observa en la figura 3.32(b). La gran cantidad de ferrita es notable. Esta se difunde en el grafito del tipo D, lo que puede observarse en la figura 3.33.

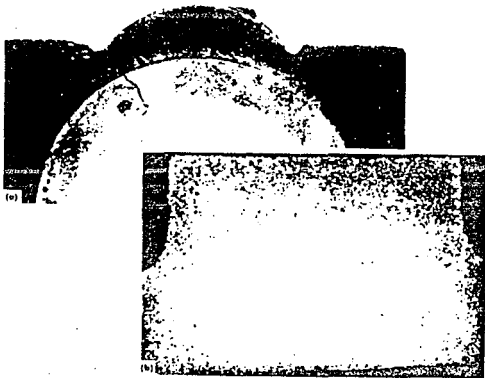


Fig.3.32 Falla de la tapa de un cojinete de hierro gris. (a) Este lado muestra la grieta. (b) Sección continua de la grieta paralela a la fractura (Metals Handbook Vol.11 , 9^a edición pag. 348).

En una pieza con matriz ferrítica (fig 3.34) esta se extiende bajo la superficie. Esto indica que la fundición fue recocida a alta temperatura para aliviar las tensiones. El núcleo de la estructura de la tapa consiste de grafito en una matriz de perlita-ferrita (fig. 3.35a y b). El promedio de dureza fue 160 HBN, este valor explica la baja resistencia de la tapa.

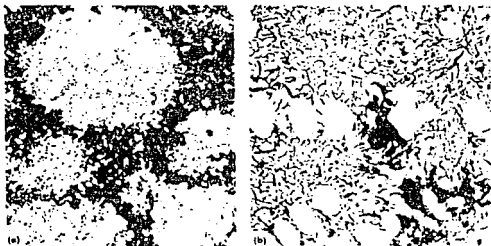


Fig. 3.33 Microestructura de la falla de la tapa de un cojinete. (a) Estructura del borde de la zona, consistio en grafito con ferrita. La zona oscura es perlita. (b) La misma zona con un aumento de 500X (Metals Handbook Vol.11 , 9^a edición pag. 348).



Fig. 3.34 La superficie de la falla de la tapa del cojinete. Se observa la ferrita en la superficie (Metals Handbook Vol.11 , 9^a edición pag. 349).



Fig. 3.35 Microestructura del núcleo de la tapa del cojinete. (a) placas de grafito en una matriz de perlita-ferrita. (b) la misma figura aumentada a 500x (Metals Handbook Vol.11 , 9ª edición pag.349).

El análisis químico, se realizó sobre tres tapas que fallaron y después en cinco tapas que tuvieron largos periodos de servicio. La composición encontrada fue:

Tapa	Elemento %					
	C	Mn	P	S	Si	Grafito
Falla	3.55	0.65	0.109	0.064	2.74	3.05
No fractura	3.25	0.66	0.312	0.124	2.62	2.73

De estos datos el valor del carbono saturado fue calculado como 1.06 para la zona de la fractura y 0.97 para la región de no fractura de la tapa.

El contenido de carbono, grafito y silicio, son significativamente altos para la fractura que sufre la tapa. El contenido de azufre y el fósforo son bajos. El valor del carbono saturado es también alto en el caso de la fractura de la tapa. Todas las tapas que fallaron muestra en una composición hipereutéctica con composición de carbono de saturación de 1.03 a 1.09 , mientras las tapas que no fallaron tienen composición hipoeutéctica con una composición de carbono de saturación de 0.96 a 0.98.

Una comparación metalografica de la sección de la grieta muestra que las tapas que no fallaron tienen menos ferrita en el borde y en el núcleo (Fig. 3.36a y b) comparando esto con una tapa que se rompió (Fig. 3.37a y b). Esto indica que la composición química de la fundición de hierro debe mantenerse el rango Hipoeutectico.

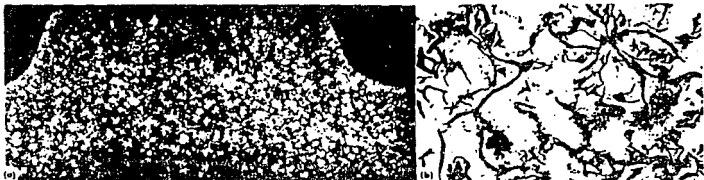


Fig. 3.36 Microestructura de una tapa de cojinete hipoeutectico de fundición gris. a) Sección transversal de la tapa . b) Microestructura de la tapa antes del recocido.

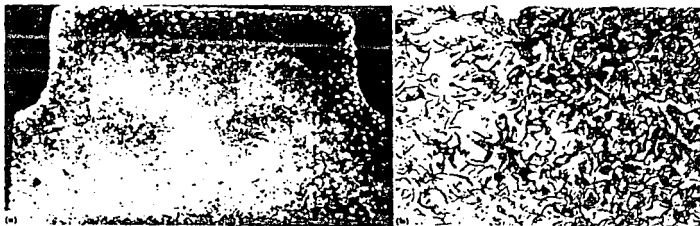


Fig. 3.37 Microestructura de una tapa de cojinete hipereutectico de fundición gris. a) sección transversal de la tapa. b) Microestructura.

Los efectos del alivio de tensiones fue analizado por el recocido de varias piezas por 2 horas a diferentes temperaturas (550, 575, 600, 650, y 750°C), respectivamente, después estas estructuras fueron confirmadas comparando con la condición inicial de la fundición. Inclusive piezas no recocidas mostraron ferrita agrupada en grafito del tipo D bajo la superficie y en el núcleo en menor proporción correspondiendo a la favorable composición de la fundición. Esto indica que la ferrita no resulta de la descomposición del carburo durante el recocido. No cambia notablemente la estructura de las piezas en el recocido a temperaturas sobre 625°C (fig. 3.38), pero la mayoría de la perlita en la matriz tiende a descomponerse después del recocido por 2 horas a 650°C. Para 625°C, la dureza tiende a reducirse de 189 a 171 BHN, y para 650°C baja inclusive a 132 y 121 BHN. Esto indica que el alivio de tensiones en el recocido no es recomendable a temperaturas que exceden 600°C.



Fig. 3.38 Estructura hipoeutectica de tapas de cojinetes después del recocido. (a) después del recocido a 625°C:(b) Después del recocido a 650°C (Metals Handbook Vol.11 , 9ª edición pag. 350).

Conclusiones.-Dos factores ejercen un desfavorable efecto que causan la baja resistencia de el material. Primero, las tensiones en la operación fuerón aumentando localmente a través del borde cortante de la grieta; segundo, la resistencia a la fractura de la

fundición de hierro fue bajada en este punto crítico por la existencia de ferrita en el borde. La microestructura de grafito del tipo D y ferrita es consecuencia de la solidificación retardada.

La formación de ferrita puede ser acelerada por el recocido. Esta ferrita muestra baja resistencia que tiene particularmente un efecto dañino sobre la parte inferior de la grieta a altas tensiones en la operación.

Recomendaciones.- Para evitar este tipo falla, las recomendaciones consisten en: 1) eliminar las grietas, lo cual daría simultáneamente una mejor resistencia en la sección de cruce y eliminar el efecto de muesca. 2) eliminar la ferrita del borde. 3) el lento enfriamiento en el molde para evitar un rápido enfriamiento. 4) un recocido a baja temperatura o eliminación de un posterior tratamiento considerando la forma sencilla de la fundición.

CAPITULO 4.

AVANCES RECIENTES EN EL TRATAMIENTO TERMICO DE FUNDICIONES.

I. FUNDICION NODULAR CON MATRIZ BAINITICA.

En el capítulo tres se mencionaron los tratamientos térmicos aplicados frecuentemente a la fundición nodular. En los últimos años el interés por obtener una fundición nodular con matriz bainítica ha crecido mucho por tener este tipo de fundición un número cada vez mayor de aplicaciones, debido a sus atractivas características.

La principal ventaja de la fundición nodular con matriz bainítica es su combinación de propiedades de alta resistencia mecánica y buena ductilidad, además de una buena maquinabilidad por la presencia de grafito. Una fundición nodular con un tratamiento térmico adecuado para obtener una matriz bainítica, logra una resistencia mecánica que puede llegar a ser del doble de la resistencia de una fundición nodular convencional, pero conservando la misma tenacidad, o con una mayor tenacidad, además de buena resistencia al desgaste y a la fatiga.

La fundición nodular con matriz bainítica es una alternativa muy atractiva en la fabricación de elementos de máquinas, principalmente en el caso de piezas de acero forjado, que tienen un precio mucho más alto.

Reacción bainítica en la transformación isotérmica de la fundición nodular.

Mientras en el tratamiento isotérmico de los aceros se trata de conseguir una transformación completa, para la fundición nodular con matriz bainítica se modifica el tratamiento con el fin de conservar una determinada cantidad de austenita residual, interrumpiendo el proceso de transformación antes de haber terminado. La reacción isotérmica bainítica en la fundición es muy rápida al principio, pero continúa muy lentamente hacia el final de la transformación, de modo que una transformación total sólo se logra después de tiempos que ya no son

interesantes desde el punto de vista económico.

La estructura de la matriz que se trata de lograr para la fundición nodular con matriz bainítica es una mezcla bifásica de ferrita acicular (lo que llamamos bainita) y de austenita (metaestable que llamamos residual). Durante la permanencia del material a la temperatura de transformación, se nuclea y crece una ferrita bainítica α , prácticamente libre de carbono, a partir de una austenita γ original, como se representa esquemáticamente en la figura 4.1..

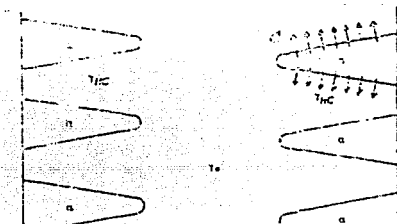


Fig. 4.1 Crecimiento de agujas de bainita desde un límite de grano en la austenita, con expulsión de carbono, (Yvan Houbaert Irmén, Curso Internacional de materiales, modulo 2, Metales y Cerámicos Junio 1992.)

El carbono liberado durante el crecimiento de las agujas bainíticas se disuelve en la austenita presente, por lo que disminuye su temperatura M_s (principio de la transformación martensítica) debido al mayor contenido de carbono que la estabiliza.

La transformación isotérmica de la fundición nodular en el intervalo de temperatura entre 470 y 330°C consiste de los pasos que se indican en la figura 4.2.

1.- Disociación de la austenita en ferrita bainítica (que puede contener partículas muy finas de carburo) y austenita de alto carbono (contenido de 1.6 a 2% de

2.- Disociación de la austenita de alto carbono en ferrita y carburos de alto contenido en silicio (para largos tiempos de tratamiento isotérmico).

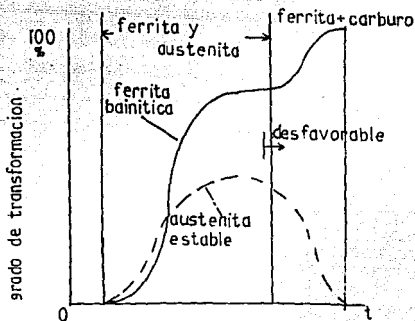


Fig. 4.2 Esquema de la evolución de la transformación bainítica, (Yvan Houbaert Irmen, Curso Internacional de materiales, modulo 2 Metales y Ceramicos Junio 1992.)

La alta ductilidad de la fundición nodular con matriz bainítica se debe a la característica estructura bainítica-austenítica, la cual se obtiene durante la primera fase de la transformación isotérmica. La segunda fase de transformación no es deseable, ya que tiene un efecto de fragilización cuando la austenita dúctil es reemplazada por una ferrita con precipitación de carburos, formando una fase mucho menos dúctil.

Cuando la transformación isotérmica se hace en un intervalo de entre 330°C y la temperatura M_s , la austenita se transforma únicamente en ferrita, carburo- ϵ y austenita residual. Los carburos- ϵ aportan un endurecimiento sin pérdida de ductilidad, por que se encuentran dentro de la ferrita. Los carburos enriquecidos con silicio se precipitan en la austenita y tienen una influencia pronunciada sobre la ductilidad y la

tenacidad:

Los parámetros más importantes que hay que controlar para lograr la estructura bainítica-austenítica de la matriz son los siguientes:

- La temperatura de transformación isotérmica.
- El tiempo de transformación.
- El estado de la austenita al iniciarse la transformación isotérmica.

Este último parámetro está relacionado con una serie de otros parámetros como por ejemplo: la composición química de la fundición, el contenido en carbono y la homogeneidad de la austenita antes del enfriamiento.

Proceso de austenitización.

El primer paso del tratamiento térmico es la austenitización. Esta se lleva a cabo en un horno con atmósfera protectora, para evitar la formación de una cáscara de óxidos, la cual causaría problemas de dimensiones en piezas acabadas y problemas de contaminación de los hornos de sal fundida.

La velocidad de calentamiento hasta la temperatura de austenitización no tiene influencia sobre la cantidad de carbono que se puede disolver en la austenita. Sin embargo, hay que considerar dos métodos diferentes para calentar las piezas:

- El método más usual consiste en un horno que ya se encuentra a la temperatura deseada (método más rápido, pero que puede causar distorsión de piezas complicadas).
- En un horno que se calienta con una determinada velocidad.

Uno de los propósitos de la austenitización es enriquecer la austenita con una cantidad suficiente de carbono, tratando de llegar casi hasta la saturación.

Debido a este alto contenido en carbono, la austenita logra una estabilización tan alta, que se conserva con cierta facilidad en estado metaestable durante el enfriamiento desde la temperatura de austenitización, hasta la de transformación isotérmica. Además, una austenita enriquecida en carbono durante la fase de austenitización, llegará más fácilmente durante el tratamiento isotérmico al contenido en

carbono necesario para rebajar su temperatura M_s por debajo de la temperatura ambiente.

La concentración en carbono que se logra en la austenita, no solo depende del tiempo de austenitización, sino también de otros factores:

- El contenido de elementos de aleación (por ejemplo un mayor contenido de silicio reduce la solubilidad del carbono en la austenita).
- La microestructura de la colada, la cual determina la velocidad para lograr la concentración de equilibrio del carbono en la austenita. El equilibrio se logra más rápidamente con una matriz perlítica que con una matriz ferrítica, en la cual todo el carbono tiene que obtenerse por disolución del grafito.
- Las segregaciones.

La temperatura de austenitización, la cual es evidentemente superior a la temperatura de transformación $\alpha\text{-}\gamma$, es función de la composición química de la fundición y se sitúa por lo general entre 900 y 950°C. La duración de la austenitización es otro parámetro importante, tiene que ser suficiente para permitir un enriquecimiento en carbono, pero no sobrepasarse en extremo para no causar un crecimiento del grano austenítico.

La cantidad de carbono disuelto en la austenita puede ser encontrada en el diagrama hierro-carbono o puede ser determinada por ensayos de dilatometría.

La tabla 4.1 muestra algunos valores del contenido en carbono de austenita después de diferentes condiciones de austenitización.

Tabla 4.1 Carbono disuelto en austenita en función de la temperatura de austenitización. (Yvan Houbaert Irmen, Curso internacional de materiales, modulo 2, Metales y Cerámicos Junio 1992.)

T_{γ} (°C)	% C in de austenit
850	0,73
900	0,93
1000	1,14

El contenido en carbono de la austenita, en equilibrio con grafito, también es función de la composición química de la fundición. El silicio es el elemento con mayor influencia, como se muestra en la figura 4.3. El silicio reduce sensiblemente la solubilidad del carbono en la austenita. Otro problema del silicio es que una distribución heterogénea de este elemento en la austenita también tendrá como consecuencia una distribución heterogénea del carbono.

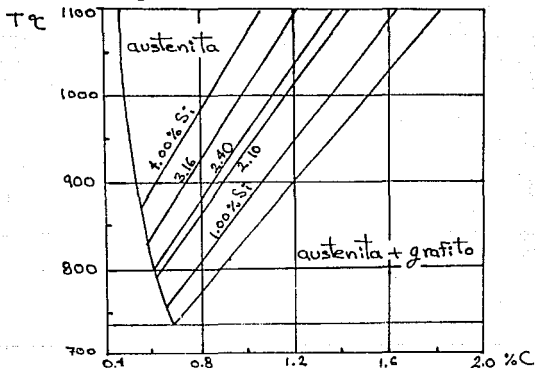


Fig.4.3 Influencia del Si sobre la solubilidad de C en γ (zona austenítica en el diagrama Fe-Si-C), (Yvan Houbaert Irmen, Curso Internacional de materiales, modulo 2 Metales y Ceramicos Junio 1992.)

El tiempo necesario para la austenitización depende también de la microestructura inicial: para una matriz perlítica, en la cual el carbono tiene buena distribución y alta concentración en la matriz, el tiempo de austenitización es más breve que para una fundición con matriz ferrítica, en la cual todo el carbono tiene que llegar desde los nodulos de grafito por disolución.

El tiempo de austenitización es generalmente de 1.5 a 2 horas. Para piezas con secciones muy variables, conviene utilizar un tiempo más largo para asegurar la homogeneidad de la microestructura.

Influencia de la temperatura de austenitización sobre las propiedades mecánicas.

La temperatura de austenitización tiene una gran influencia sobre las propiedades mecánicas de la fundición nodular con matriz bainítica. Un aumento en la temperatura de austenitización da un mayor contenido de carbono en la austenita, mayor homogeneidad y mayor tamaño de grano. Estos tres factores aumentan la templeabilidad del material.

Una reducción en la temperatura de austenitización tiene las siguientes consecuencias:

- Una menor homogeneidad de la austenita, lo que favorece la formación de perlita.
- Una reducción del tamaño de grano (el crecimiento de grano se hace importante a partir de 900°C) y aceleración de la formación de perlita por el aumento en la superficie de nucleación.
- Menor contenido en carbono de la austenita.

Sin embargo, una austenitización efectuada a alta temperatura también provoca una importante pérdida de ductilidad de la fundición. Esto se explica por medio de los siguientes mecanismos:

- Crecimiento del grano de la austenita y del grano final.
- Austenita con mayor contenido en carbono, la cual se transforma más lentamente, resultando esto en una microestructura más tosca, con una distribución de carburos menos homogénea.
- Aparece martensita desde mayores temperaturas de transformación isotérmica.
- Debido al mayor contenido en carbono, se acelera la precipitación de carburos durante la reacción bainítica, a veces con la producción de una red discontinua de cementita en los límites de grano de la austenita.

La figura 4.4 ilustra este comportamiento para diversas temperaturas de austenitización de 850, 900 y 1000°C . Se nota que la mayor ductilidad (alargamiento y tenacidad) se logra con la menor

temperatura de austenitización.

Para obtener una fundición de alta dureza y resistencia mecánica, pero de menor ductilidad, se efectúa la austenitización a mayor temperatura. El mayor contenido en carbono de la austenita asegura una mayor resistencia a la abrasión y una mayor templabilidad, lo que permite reducir la cantidad de elementos de aleación y de esa manera bajar el precio del producto final.

Las temperaturas aplicadas en la práctica industrial se sitúan por lo general alrededor de 900°C , por razones de difícil control de las temperaturas y del tiempo necesario para llevar el material del horno de austenitización al horno de templado en sal, a la temperatura de transformación isotérmica. Además, es preciso conocer exactamente la composición química del material y las características de su microestructura.

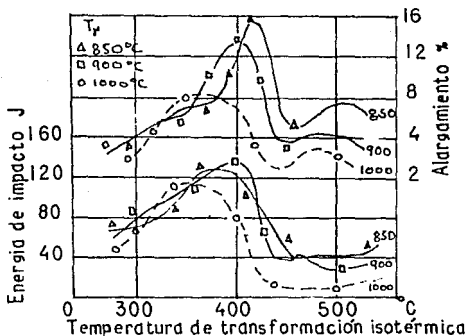


Fig 4.4 Influencia de la temperatura de austenitización sobre las propiedades mecánicas, de una fundición nodular (Yvan Houbaert Irmén, curso internacional de materiales, módulo 2, Metales y Cerámicos Junio 1992.)

Es necesario enfatizar que el tratamiento de austenitización es un factor mucho más importante para la fundición nodular con matriz bainítica que normalmente para los aceros. Es sobre todo esta temperatura, más que la temperatura del recocido isotérmico, la que determina el éxito en la producción de piezas en fundición nodular con matriz bainítica.

Enfriamiento hasta la temperatura de transformación isotérmica.

El propósito del enfriamiento es de llevar a la austenita a un estado metaestable desde la temperatura de austenitización hasta aquella de transformación isotérmica. O sea, se trata de evitar la formación de perlita o bainita superior durante el enfriamiento.

Esto puede lograrse de dos maneras diferentes:

- Por un enfriamiento con velocidad suficiente.
- Por un traslado de la nariz perlítica hacia la derecha debido a la adición de elementos de aleación que aumentan la templabilidad del material.

La velocidad de enfriamiento depende del espesor de la pieza (ver figura 4.5) y del medio de enfriamiento. Pueden existir casos en los cuales solo se logra la deseada microestructura bainítica en la superficie de la pieza, mientras que la siguiente capa del material contiene bainita crecida durante el enfriamiento y que el centro de la pieza tenga una estructura perlítica. Para evitar este fenómeno, conviene modificar la composición química del material.

Es posible endurecer materiales de bajo contenido en manganeso hasta un espesor de 30 cm en baños de aceite o sal fundida a temperaturas por debajo de 280°C. Con un contenido en manganeso de 0.5% y más, se puede templar piezas de hasta 50 cm de diámetro. Además, se puede aumentar el poder de enfriamiento de los baños por medio de una fuerte agitación o con la adición de hasta 4% de agua a la sal fundida.

Para conservar la austenita en estado metaestable hasta la temperatura de transformación isotérmica, se necesita una templabilidad suficiente del material.

Los dos métodos principales para lograr mayor templeabilidad son los siguientes:

- 1.- Mayor temperatura de austenitización para lograr mayor contenido en carbono de la austenita y mayor tamaño de grano.
- 2.- Adición de elementos de aleación, sobre todo para piezas de mayor espesor y con espacios huecos en los cuales el líquido de enfriamiento permanece sin agitación. Además, los elementos de aleación tienen la ventaja de hacer menos crítico algunos pasos del procedimiento, como por ejemplo el transporte del horno de austenitización al de tratamiento isotérmico.

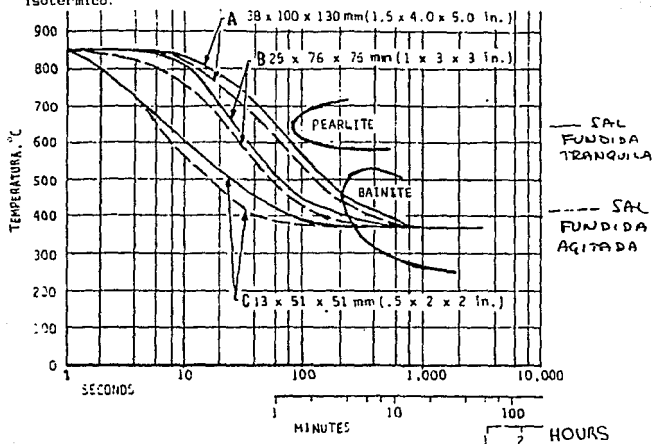


Fig 4.5 Curvas de enfriamiento para centros de piezas de fundición nodular (0.3 Mo-1.5 Ni). $T_A = 845^{\circ}\text{C}$, $T_{150} = 370^{\circ}\text{C}$, con diferentes diámetros, (Yvan Houbaert Irmen Curso Internacional de materiales, modulo 2 Metales y Ceramicos Junio 1992.)

Los elementos de aleación más usuales son el molibdeno, sobre todo en combinación con níquel y manganeso. Sin embargo, hay que mantener el manganeso debajo de un nivel de 0.3%.

En la figura 4.6 se puede observar el efecto de adiciones de Mo sobre las curvas de transformación de una fundición nodular: las curvas se deslizan hacia la derecha del diagrama. Además, se nota que el tiempo disponible para el enfriamiento hasta la temperatura de transformación isotérmica aumenta considerablemente. Con el fin de evitar la acción anti-grafitizante del molibdeno, se añade en general una cantidad de 0.6 a 1.5% de Ni o Cu.

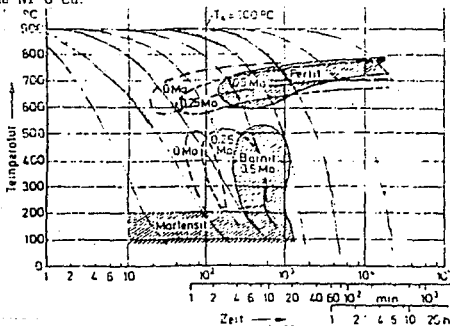


Fig. 4.6 Influencia de Mo sobre las curvas de transformación de una fundición nodular (3.3% C- 2.6% Si- 0.3% Mn) [Yvan Houbaert IRMEN, Curso Internacional de materiales, modulo 2 Metales y Ceramicos Junio 1992.]

La transformación isométrica en función del tiempo.

Para temperaturas de transformación de 350 a 470°C, la transformación bainítica empieza con la formación de ferrita bainítica, la cual queda probablemente sobresaturada en carbono, pero sin contener

todo el carbono de la fase austenítica original. El carbono que se expulsa de la fase ferrítica se disuelve en la austenita no transformada, por lo que aumenta su contenido en carbono y se puede conservar en estado metaestable hasta la temperatura ambiente.

La estructura metalográfica obtenida a temperatura ambiente consiste entonces de ferrita bainítica en forma de agujas, rodeada de zonas de austenita residual con un contenido en carbono de hasta 2%. Para menores temperaturas de transformación, el espesor de las láminas de ferrita disminuye, lo que resulta en una estructura más fina.

Se pueden distinguir tres partes diferentes en función del tiempo de tratamiento:

1.- Después de un tiempo de transformación breve, la austenita todavía no tiene carbono suficiente para que su temperatura M_s sea inferior a la temperatura ambiente, de modo que se forma martensita al enfriarse el material, resultando en una estructura de bainita, martensita y austenita residual.

2.- Para tiempos intermedios, la austenita contiene una cantidad de carbono suficiente para estabilizarla hasta temperaturas por debajo de -100°C y se logra una última estructura mixta de bainita y de austenita, esta proporcionando su alta ductilidad a la fundición nodular con matriz bainítica.

3.- Después de una permanencia prolongada a la temperatura de transformación, el contenido en carbono de la austenita llega a un valor máximo y se produce una precipitación de carburos de alto silicio, por lo general con forma de agujas. La microestructura final es entonces una ferrita bainítica, austenita y carburos (especiales), la cual presenta menor ductilidad. Con mayor tiempo de permanencia, se reduce aún más la fracción de austenita residual.

Si la transformación isotérmica se lleva a cabo en el intervalo de temperatura entre 350°C y la temperatura M_s , solo se forma un agregado de placas de ferrita bainítica y de austenita, sin formación de carburos.

La transformación isotérmica en función de la temperatura de transformación.

La influencia de la temperatura de transformación isotérmica también puede ser representada en un diagrama como el mostrado en la figura 4.7, en el cual se dan las fracciones de las diferentes fases para un determinado tiempo de transformación.

Aparecen varias zonas en el diagrama:

- Ferrita bainítica + martensita + austenita
- Ferrita bainítica + austenita
- Ferrita bainítica + carburos ricos en silicio

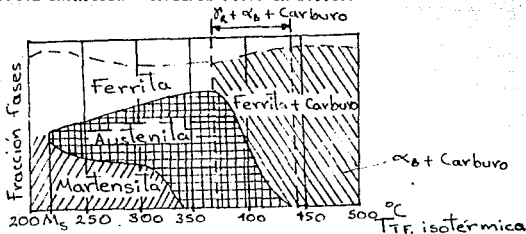


Fig. 4.7 Relación entre la temperatura de transformación isotérmica ($t_1 = 1.5$ Hr) y los constituyentes, [Yvan Houbert Irmen, Curso internacional de materiales, modulo 2, Metales y Ceramicos Junio 1992].

Para temperaturas superiores a los 400°C, la transformación es muy rápida, se forman carburos de alto silicio. Sólo es posible evitar la formación de carburos bajo condiciones de laboratorio.

Si se elige la temperatura de transformación entre 450 y 380°C, el tiempo de incubación para la formación de carburos aumenta y la transformación isotérmica se termina en 1.5 horas, de modo que se obtiene una estructura mixta compuesta de ferrita bainítica, carburos y austenita residual.

Para un tratamiento isotérmico de 1.5 horas a temperaturas entre

380 y 350°C, no puede iniciarse la precipitación de carburos y se obtiene una estructura compuesta de austenita residual y de ferrita bainítica, la cual corresponde con la máxima ductilidad del material.

A una temperatura inferior a 350°C (pero superiores a la temperatura M_s), la austenita no se estabiliza suficientemente para poder conservarse totalmente durante el enfriamiento a temperatura ambiente. La estructura obtenida es de martensita, ferrita bainítica y austenita residual.

Bainita superior e inferior.

La bainita superior se nuclea en los límites de grano de la austenita y se forman placas de ferrita, como se representa esquemáticamente en la figura 4.8. Estas placas se componen a su vez de subplacas con una ligera variación de su orientación relativa.

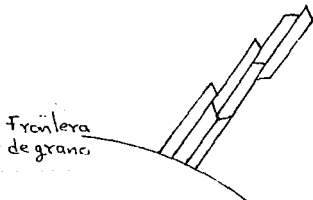


Fig. 4.8 Representación esquemática de la morfología de bainita superior, (Yvan Houbaert Irmén, Curso internacional de materiales, modulo 2, Metales y Ceramicos Junio 1992.)

Las placas de bainita superior se caracterizan por su alta densidad de dislocaciones y por su contenido en carbono mucho más bajo que en la austenita. Durante la formación de la bainita, el carbono es expulsado y forma carburos(cementita) en los aceros, o queda disuelto en la austenita, si el contenido en silicio es suficiente para impedir la formación de estos carburos, como es el caso en la fundición nodular.

La bainita inferior se nuclea también en los límites de grano, pero adicionalmente en el interior del grano. En el acero, la bainita inferior se compone de placas delgadas, pero con el carbono precipitado en carburos muy finos. En la fundición nodular, no se forman estos carburos debido al alto contenido en silicio y el carbono se disuelve en la austenita.

Existe una temperatura de transición entre la formación de bainita superior o inferior. Esta temperatura depende mucho del contenido en carbono. Se supone por lo general una temperatura de transición entre 350 y 380°C.

Microestructura y propiedades.

Las propiedades mecánicas de una fundición nodular con matriz bainítica con determinada composición depende de la microestructura del material después de su tratamiento térmico. Los factores importantes son el tamaño de las fases ferrita bainítica, austenita (eventualmente martensita) y su distribución, la cantidad de austenita residual y su estabilidad, y la eventual precipitación de carburos.

Se logra la mejor combinación de resistencia a la tracción y de tenacidad con una fundición de fina estructura duplex, compuesta de ferrita bainítica y de austenita, sin presencia de fases frágiles, como por ejemplo carburos.

Cuando disminuye la temperatura de transformación, la resistencia a la tracción, el límite elástico y la dureza aumentan pero el alargamiento alcanza un valor máximo para una temperatura de transformación de alrededor de 400°C.

La temperatura de transformación que proporciona la mayor tenacidad coincide prácticamente con la temperatura límite entre la formación de bainita superior e inferior. Como esta temperatura varía con el contenido en carbono de la austenita, la cual depende de la temperatura de austenitización, no es sorprendente que esta temperatura tenga influencia sobre la posición exacta de la temperatura óptima para el tratamiento isotérmico.

Ventajas de la Fundición Nodular con Matriz Bainítica. (FNMB)

Algunas de las ventajas de la FNMB son las siguientes:

1) Tienen excelentes propiedades mecánicas, como alta resistencia, alta dureza. La resistencia a la tensión varía de 900 a 1200MPa con un 14% de elongación, pero puede obtenerse 1600MPa con cerca de 1% elongación con la FNMB (Fundición Nodular con Matriz Bainítica).

En contraste, la fundición nodular templada y revenida presenta una resistencia a la tensión es 900MPa con 2% de elongación. Por su parte las fundiciones nodulares estandar tienen menos de la mitad de la resistencia a la tensión comparados con aquellos de FNMB con la misma ductilidad. La Fig 4.9 muestra la relación entre la resistencia a la tensión y la elongación para varias clases de hierro dúctil, bajo diversas condiciones.

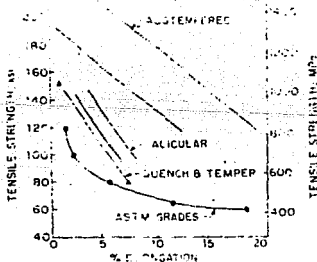


Fig. 4.9 Resistencia a la tensión y porcentaje de elongación para fundiciones nodulares austempladas, templada y revenida, y el hierro dúctil estandar. (Anil Kumar Sinha, Ferrous Physical Metallurgy Ed. Butterworths 1989.)

2) La FNMB puede ser sometida a tratamientos de endurecimiento superficial como el chorro de perdigones y rolado de superficie, los cuales producen muy alta resistencia a la fatiga, endurecimiento y resistencia al desgaste.

3) La FNMB debe ser reconocida como un material ingenieril a través del mundo porque es confiable, durable y de costo bajo lo que incrementa su competitividad en el mundo.

4) La FNMB en los engranes reduce significativamente los ruidos y posee una mejor maquinabilidad comparada con los engranes austemplados de acero forjado.

5) Comparado con el hierro dúctil normal, para espesores iguales, la resistencia al desgaste es mucho mayor en el hierro nodular austemplado, como se muestra en la figura 4.10.

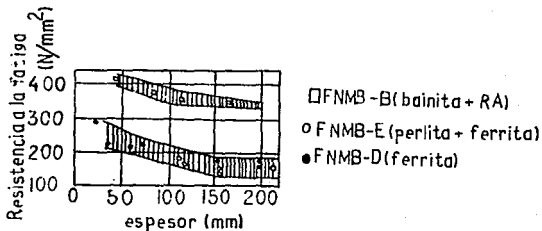


Fig. 4.10 La influencia del espesor de pared, sobre la resistencia al desgaste de dos hierros dúctiles. (Sulzer Technical Review 2/1985.)

Aplicaciones

Para partes expuestas al desgaste la FNMB-C es aconsejable, especialmente en partes que no son maquinadas.

Cuando la fatiga y el desgaste son simultáneos, la FNMB-B es la recomendada.

Las partes pueden ser maquinadas después del tratamiento y no necesitan un tratamiento posterior como nitruración ó endurecimiento

superficial.

Engranés, tornillos para ruedas, son típicas aplicaciones de este tipo de hierro nodular.

Cuando la fatiga ocurre primero, nuevamente el FNMB- A ofrece interesantes alternativas con mejor dureza.

Comparado con otros procesos y materiales, el austempleado de hierro dúctil ofrece frecuentemente beneficios económicos.

Para partes que no necesitan maquinado, el austempleado de hierro dúctil es económicamente atractivo.

Los ejemplos ilustrados en la figuras 4.11 y 4.12 demuestran que los costos de producción para estas dos llaves pueden ser reducidos entre 50 y 80% comparado con el de un acero 34CrNiMo6 y una FNMB- B.



Fig.4.11 Llave de dado para motor diesel, peso 15.6 Kg; el costo de producción se redujo 50%, en relación con el uso de un acero aleado, (Sulzer Technical Review 2/1986.)



Mechanical properties
measured in the piece

Proof stress $R_{p0.2} = 742 \text{ N/mm}^2$
Tensile strength $R_m = 1066 \text{ N/mm}^2$
Elongation $A_5 = 0.2\%$
Impact energy $A_5 - D_{274} = 14 \text{ J}$
Brinell hardness $R_{10} = 320$

Fig.4.12 Llave de apriete para tuercas de un motor diesel, el costo de producción se redujo 80%, respecto al uso de un acero aleado. (Sulzer Technical Review 2/1986.)

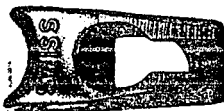


Fig. 4.13. El gancho para torcer, muestra un interesante uso de la FNMB-B. En este caso la buena dureza puede ser decisiva, (revista técnica Sulzer Technical Review 2/1986.)

Cuando las piezas de trabajo son maquinadas completamente después del tratamiento térmico, es posible obtener bajos costos de producción comparado con el acero.

Las figuras 4.14 y 4.16. Muestran grandes piezas hechas con FNMB-B que pesan más de 100 Kg. EL material para el brazo del pico se seleccionó sobre la base e importancia de contar con una alta resistencia a la fatiga. En el caso del estator, la resistencia al desgaste fue el primer requisito, aunque la relativa maquinabilidad también influyo.

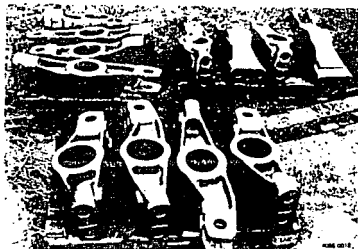


Fig. 4.14 Brazo de pico hecho con un hierro dúctil del tipo FNMB- B, (revista tecnica Sulzer Technical Review 2/1986.)



Fig. 4.15 Engranajes de hierro dúctil austemplado FNMB- B, maquinado después del tratamiento, (revista tecnica Sulzer Technical Review 2/1986.)

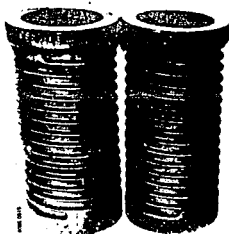


Fig.4.16 Estatores hechos de hierro dúctil FNMB- B cada uno pesa 110 Kg.
(revista técnica Sulzer Technical Review 2/1986.)

II. THIONITRA

Es un proceso patentado por la Imperial Chemical Industries Ltd. (ICI) que consiste en carbono-sulfo-nitruración realizado en baños salinos, a temperaturas de 500 a 570°C. Este baño contiene una mezcla constituida por cianuros, cianatos y sulfuros alcalinos en proporciones definidas, y la capa obtenida, llamada de combinación o blanca (hasta de 0.3 mm) está formada por agujas de nitruros y azufre (donde la cantidad de carbono es nula).

Prácticamente sucede lo mismo que en la nitruración, pero con aporte de azufre que en conjunto con un porcentaje de cianatos, (cianato controlado) proporciona al hierro nodular y demás aleaciones ferrosas mejoras como las siguientes:

- a) Elevada resistencia al desgaste y a la erosión por fricción o deslizamiento.
- b) Superior resistencia que en otros tratamientos a la fatiga por flexión y al picado por fatiga.
- c) Invariabilidad de medidas en las piezas tratadas y mejora en la resistencia a los agentes oxidantes.

Las piezas de hierro nodular tratadas con thionitra trabajan en sus caras de contacto sobre las agujas duras de nitruros, al mismo tiempo que produce una autolubricación seca debido al azufre. Todos los hierros nodulares pueden ser thionitrados, se cual fuere su estructura, con la salvedad de un posible cambio estructural o liberación de tensiones que pueden producir el calentamiento a 570°C. Todo ello puede evitarse con un tratamiento previo.

La capa blanca rica en nitrógeno y azufre puede alcanzar en el hierro nodular una profundidad de 0.020 mm con el siguiente proceso.

Thionitra a 570°C durante dos horas.

Al igual que la nitruración no pueden rectificarse las piezas una vez thionitradas.

Ventajas del Thionitrado sobre el Nitrurado.

Mejor resistencia al desgaste por acción de la capa rica en nitrógeno y azufre, demostrado en ensayos realizados por una máquina AMSLER, con carga de 19 Kg/mm² y lubricado con aceite SAE 30 se ensayaron dos discos de 40 mm de diámetro y 10 mm de espesor, fabricados en hierro nodular y giraron a 400 y 440 RPM en una misma dirección siendo los resultados:

Tratamiento	Revoluciones	Perdida en peso (gramos)
Thionitrado	1 x 10 ⁶	0.575
Nitrurado	500 000	1.125

Desventajas de Thionitra sobre el Nitrurado.

Se observa en todos los metales ferrosos y naturalmente en los hierros nodulares una pérdida dimensional del orden de 0.002 a 0.004 mm, en todas las caras que pueden sin embargo maquinarse dejando un exceso al rectificar.

Al partir de los cianatos bajos, la resistencia a la tensión de la capa thionitrada es ligeramente inferior a la nitrurada, ensayos de

microdureza realizados en dos probetas de hierro nodular de fundición dieron los siguientes resultados:

Nitrurado 3 horas a 370°C enfriamiento energético.
Capa 520 HV medida de cinco indentaciones.

Thionitrado 3 horas a 570°C enfriamiento energético.
Capa 450 HV medida de cinco indentaciones.

El proceso de thionitra por sus grandes mejoras aportadas en grandes lotes de piezas de hierro dúctil, se usa más frecuentemente.

Ultimamente se ha podido comprobar que árboles de levas templados por flama y sometidos posteriormente a thionitrado, han disminuido considerablemente su coeficiente de fricción dando excelente rendimiento pese a la pérdida de dureza aproximada de 20 RC.

III. BORADO DE FUNDICIONES DE HIERRO.

El borado es generalmente usado para incrementar la resistencia al desgaste y corrosión de partes de maquinas. Es una combinación del tratamiento químico y el térmico.

El hierro gris y nodular con una estructura ferrítica, perlítica, ferrítica-perlítica y también el hierro blanco hipoeutectico puede ser sometido al tratamiento de borado. El orden para determinar las condiciones optimas para el borado, la influencia de varios factores en la electrolisis fueron estudiados en relación a la profundidad y tipo de difusión de la capa sobre el hierro gris con la siguiente composición química 3.14 % C, 2.25 % Si, 0.24 % Mn, 0.15 % P, 0.13 % S. Las muestras de la fundición de hierro fueron desengrasadas en agua fuerte con 5 % de ácido sulfúrico, y pesadas con una balanza analítica; las dimensiones de las muestras fueron determinadas con un indicador optico. Después del borado las muestras fueron lavadas en agua caliente por mucho tiempo, secandolas y el incremento en peso fue determinado.

La influencia esencial de los factores en la profundidad de la capa borada se describen a continuación.

Durante el borado con corriente directa con una temperatura de electrolisis de 950°C por 3 hr, la difusión de la capa se incrementa de 0.015 a 0.020 mm con una densidad de corriente de 0.05 A/cm² para 0.16-0.20 mm a 0.3-0.4 A/cm². Incrementos mayores en la densidad de corriente practicamente no tienen efecto sobre la profundidad de la capa de borado (Fig. 4.17, curva 1). Invertiendo la corriente se obtiene una densidad de corriente optima de 0.6 A/cm²; este procedimiento incrementa la profundidad de la capa (Fig. 4.17, curva 2). Durante el borado (temperatura de 1080-1090°C), el incremento de la profundidad ocurre con el incremento de la densidad de corriente de 0.7-0.8 A/cm² (Fig. 4.17, curva 3).

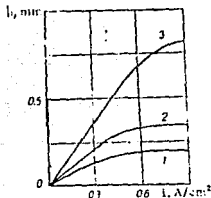


Fig. 4.17 Relación de la profundidad de la capa borada con la densidad de corriente. 1) Borado con corriente constante a 950°C. 2) Borado con corriente inversa a 950°C. 3) Borado a 1090°C.

Con el incremento de la temperatura de borado, con una densidad de corriente constante ($D_c=0.4 \text{ A/cm}^2$) y tiempo de electrolisis de 3 hr, la difusión de la capa se incrementa de 0.010-0.015 mm a 800°C, a 0.015-0.020 mm a 950°C. Durante el borado con una corriente inversa, con la optima densidad de corriente de 0.6 A/cm², la profundidad de la capa cambia en relación con la temperatura como lo muestra la curva 2 (Fig. 4.18). Al incrementarse la temperatura sobre 1100°C la profundidad de la capa se incrementa de 1.5-2 mm después de 6-7 hr.

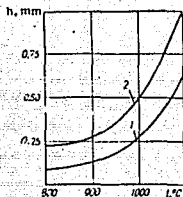


Fig. 4.18 Relación de la profundidad de la capa borada con la temperatura. 1) Borado con densidad de corriente constante. 2) Borado con una densidad de corriente inversa.

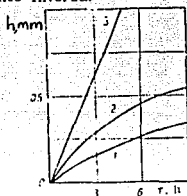


Fig. 4.19 Relación de la profundidad de la capa borada con el tiempo. 1) Borado con una corriente constante a 950°C. 2) Borado con una corriente inversa a 950°C. 3) Borado a 1090°C.

El carácter de la capa borada de la fundición de hierro depende de la temperatura de borado. La capa borada de hierros obtenida a temperaturas menores a 1000°C consiste de boruros y inclusiones de grafito. La cantidad y tamaño posterior depende de la concentración de carbono en la matriz, la dispersión de grafito en la estructura inicial y la duración del proceso.

Al incrementar el tiempo de electrolisis a temperatura de 950°C con una densidad de corriente constante de 0.4 A/cm^2 , la capa borada se incrementa de 0.040-0.050 mm por 1 hr a 0.20-0.22 mm por 5 hr. La

relación entre la profundidad de la capa y el tiempo de borado es parabólica (Fig. 4.19, curva 1). Una relación similar es mantenida con la corriente inversa.

La microdureza de la capa borada se incrementa con la temperatura de electrolisis y con el incremento de la concentración de carbono en la matriz de la fundición de hierro.

CONCLUSIONES

1) Aunque las fundiciones convencionales no poseen características muy atractivas (especialmente por su baja ductilidad) para su uso amplio en ingeniería, los nuevos desarrollos (tales como la FNMB, el borado, el thionitrado, etc.) permiten disminuir sus limitaciones y ampliar sus posibilidades de aplicación.

2) Adicionalmente con estos desarrollos se han podido disminuir los costos de piezas elaboradas con materiales tales como aceros aleados, situación que puede ser atractiva en las actuales condiciones del país, en cuanto a posibilidades de sustitución.

3) Los tratamientos térmicos aplicados a las fundiciones convencionales (en particular los mencionados en el capítulo 4), al modificar la microestructura y aprovechar las transformaciones de fase de estos materiales, posibilitan mejoramiento de sus propiedades mecánicas, siempre y cuando se realice a partir de un conocimiento adecuado de las transformaciones de fase en este sistema y se tomen las medidas prácticas convenientes para su realización industrial.

4) Algunas consideraciones que deben tenerse en cuenta antes de aplicar algún tratamiento térmico son las siguientes:

En el tratamiento térmico de temple debe tenerse mucho cuidado para seleccionar la temperatura de austenitización, pues una inadecuada temperatura puede causar distorsión y grietas, al enfriarse la pieza.

En algunos casos la pieza se debe calentar lentamente para evitar agrietamiento, particularmente en situaciones asociadas a geometrias complejas o secciones transversales muy gruesas.

Las piezas antes de ser sometidas a tratamiento térmico deben estar libres de segregaciones y microporosidades en de lo posible, estos defectos impiden obtener buenos resultados del tratamiento térmico, causando fallas posteriores.

5) Deseamos remarcar la necesidad y conveniencia de ampliar las investigaciones y desarrollo en este campo a fin de ofrecer con ello a la industria mexicana de la fundición, elementos que le permitan afrontar la creciente competitividad ante las condiciones de libre comercio que se empiezan a vivir.

6) Es necesario y conveniente difundir las características y tratamiento térmico de estas fundiciones e informaciones tales como diagrama TTT, etc. tanto para los estudiantes de Ingeniería como para los profesionales que están en la industria.

7) Consideramos importante el estudio y la adaptación de la tecnología que permite obtener la fundición nodular de matriz bainítica en virtud de ser un material de propiedades atractivas, y digno de ser considerado para el ámbito nacional. Para alcanzar este objetivo será menester contar con equipo, personal, etc. que permita un control eficiente de las operaciones del tratamiento térmico de la FNMB.

8) Este trabajo constituye el punto de partida de un proyecto más amplio destinado a estudiar el tratamiento térmico de fundiciones (en particular de la nodular) intentando conseguir un material atractivo en propiedades y costo, teniendo en cuenta la infraestructura con que la industria de la fundición cuenta en el país.

Bibliografía.

Capítulo 1.

1. JOSE APRAIZ, " Fundiciones " Ed. Urmo 1978.
2. S. AVNER, " Introducción a la metalurgia física. " Ed. McGraw-Hill 1988.
3. HELENE JEANNE BRUN, " Curso de Metalurgia General. " Tomo V. Cenetl 1974.

Capítulo 2.

1. D. M. K. GRINBERG, " Tratamientos térmicos de los aceros " Ed. Limusa 1986.
2. D. LUCCHESI, " Tratamientos térmicos " Ed. Labor S. A. 1973.
3. S. AVNER, " Introducción a la metalurgia física " Ed. McGraw-Hill 1988.

Capítulo 3.

1. Metals Handbook, novena edición Vol. 4 " Heat treating. " Ed. A. S. M. 1981.
2. Moldeo y Fundición No.13 Octubre (Revista técnica de la Sociedad Mexicana de fundidores A.C. 1982.)
3. ANIL KUMAR SINHA, " Ferrous Physical Metallurgy " Ed. Butterworths 1989.
4. Source Book on Ductile Iron. Ed. A. S. M. 1977.

5. Metals Handbook, octava edición Vol.7 " Atlas de Microestructuras"
Ed. A.S.M. 1972.

6. Metals Handbook, novena edición Vol. 11 " Analisis y Prevención de fallas "Ed. A.S.M. 1981.

Capítulo 4.

1. ANIL KUMAR SINHA, " Ferros Physical Metallurgy " Ed Butterworths 1989.

2. Metals Handbook, novena edición Vol.15 "Casting" Ed. A.S.M. 1981.

3. Sulzer Technical Review 2/1986 (Revista técnica), pag. 34, 38.

4. YVAN HOUBAERT IRMEN, " Curso Internacional de materiales, modulo 2. Metales y Ceramicos " Junio 1992.

5. The Physical Metallurgy of Cast Iron Vol 34, Ed. North-Holland 1985.

6. Metals Science and Heat treatment, Febrero 1978 (Revista técnica).

APENDICE.

7. Modern Casting, December 1987,1988,1989,1992 (Revista técnica).

APENDICE.

CENSO DE LA PRODUCCION MUNDIAL DE FUNDICIONES.

21st Census of World Casting Production—1986 Metric Tons

COUNTRY	GRAY IRON	DUCTILE IRON	MALLEABLE IRON	STEEL	CU-BASE	ALUMI-NUM	MAG-NESIUM	ZINC	OTHER NONFER-ROUS	REPORTED/ FORECASTED TOTALS
ARGENTINA ¹	151,440	48,082	—	—	—	6,350A	—	—	—	235,872
AUSTRALIA ¹	325,845	97,070	—	—	—	28,123A	—	—	—	450,878
AUSTRIA	87,369	47,935	11,895	19,353	7,618 ¹	26,520 ¹	—	—	—	200,690
BELGIUM	121,524	12,285	350	60,703	1,021	10,767	—	1,717	50 ¹	208,420
BRAZIL ¹	1,179,360	224,078	—	139,709	—	33,556A	—	—	—	1,576,713
CANADA	492,245 ^{1,2}	289,148 ¹	6,639 ¹	77,745 ¹	11,475 ¹	—	—	—	—	877,252
CHINA, PEOPLES REP ³	3,973,536	390,096	—	—	—	87,091A	—	—	—	4,450,723
CHINA, TAIWAN	640,900	60,120	27,060	50,850	18,920	80,980 ¹	—	—	—	878,830
CZECHOSLOVAKIA ¹	1,011,528	344,735	—	—	—	31,752A	—	—	—	1,388,016
DENMARK	66,837	17,175	—	9,979 ¹	—	3,629A ¹	—	—	—	97,620
FINLAND	57,658	20,281	1,415	14,017	2,084	3,363	—	814	—	99,633
FRANCE	931,957	715,029	21,603	129,371	23,250	187,348 ¹	—	35,582	3,249 ¹	2,047,389
GERMANY, DEM. REP. (E) ⁴	838,000	83,000	—	28,000	—	—	—	—	—	1,177,000
GERMANY, FED. REP. (W)	2,296,000	806,000	126,000	224,000	76,151 ¹	426,623 ¹	12,565 ¹	63,528 ¹	8,584 ^{1,11}	4,038,435
HUNGARY	198,025 ¹	5,902	6,426	45,478	7,924	14,225	—	1,888	5	260,873
INDIA ¹	241,315	87,998	—	—	—	9,072A	—	—	—	338,385
ISRAEL	15,800	1,200	1,450	3,700	3,720	2,760	—	730	140	29,500
ITALY	1,182,989 ¹	156,038 ¹	—	97,978 ¹	84,700	305,000	1,200	59,700	—	1,687,605
JAPAN	3,237,043	1,597,873	263,782	434,336	93,238	792,924	115	52,795	8,768	6,480,894
KOREA, REP	530,000	230,000 ¹	35,000	109,000	15,000	18,500	—	—	2,500 ¹	970,000
MALAYSIA ¹	23,031	5,443	—	—	—	1,814A	—	—	—	36,287
MEXICO	220,000	25,000	4,000	65,000	2,000	18,000	—	—	—	434,000
NETHERLANDS	168,800	43,500	5,000	—	4,000	3,000	—	300	100	234,700
NORWAY	37,829	18,043	2,314	3,643	1,748	2,278	—	612	—	66,497
PERU	12,000	800	200	5,200	100	200	—	—	700	19,200
PHILIPPINES ¹¹	845,400	—	—	273,400	72,300	183,000	—	92,000	—	1,466,100
POLAND ¹	1,063,363	373,766	—	—	—	17,237A	—	—	—	1,394,355
PORTUGAL	38,921	12,472	15,736	11,255	—	—	—	—	—	78,384
ROMANIA ¹	1,115,856	34,474	—	—	—	24,494A	—	—	—	1,174,824
SOUTH AFRICA, REP ¹	181,440	23,587	—	99,792	—	6,350A	—	—	—	311,169
SPAIN ¹	449,064	125,194	—	105,235	—	54,432A	—	—	—	733,925
SWEDEN ¹	219,390	55,000	5,200	12,500	11,500	30,200	1,300	2,000	—	337,000
SWITZERLAND	123,323	72,660	70	—	2,351	15,306 ¹	—	1,627	—	215,347
TURKEY	375,000	22,000	11,500	61,500	8,200	12,000	—	4,500	—	494,700
UNITED KINGDOM	733,000	339,000	36,000	108,000	43,000	99,500 ¹	—	35,500	—	1,400,000
UNITED STATES	4,946,592	2,271,533	469,739	876,891	216,550	1,032,224	17,973	225,117	—	10,056,589
USSR ¹	9,162,720	1,860,867	—	—	—	141,523A	—	—	—	11,164,910
VENEZUELA ¹	19,958	2,722	—	—	—	1,814A	—	—	—	24,494
YUGOSLAVIA ¹	279,418	62,597	—	—	—	10,686A	—	—	—	352,901
ZAMBIA ¹¹	931	—	—	25,232 ¹¹	—	—	—	—	—	26,163
REPORTED/FORECASTED TOTALS	37,737,127	10,552,504	1,678,409	3,291,887	708,860	3,732,851	33,180	579,416	24,096	57,737,284

¹ forecasted tonnages; source: Sirecasts and International Metalcasters Council

² overcastings only

³ estimated tonnages

⁴ 1985 tonnages

⁵ include ... castings

⁶ include ... castings

⁷ include ... castings

⁸ include ... castings

⁹ include ... castings

¹⁰ include ... castings

¹¹ include ... castings

¹² include ... castings

¹³ include ... castings

¹⁴ include ... castings

¹⁵ include ... castings

¹⁶ include ... castings

¹⁷ include ... castings

⁸ total nonferrous castings include 82,476 mt sand castings, 180,811 mt permanent mold castings, 12,754 mt centrifugal castings; 13,787 mt continuous castings (for engineering industry); 294,295 mt pressure die castings; 2336 mt composite castings; 796 mt art castings; 203 mt cast base

⁹ includes 7821 mt Pb castings, 834 mt Sn castings, 129 mt Ni castings

¹⁰ includes 678 castings

¹¹ includes 110,000 mt cast pipes

¹² includes Mg and Zn alloy castings

¹³ castings from Victorian Mining Co. Inc. only

¹⁴ 1985 metric tonnages: 230,000 gray, 52,000 ductile, 5300 malleable, 14,700 steel, 12,000 copper, 28,400 aluminum, 1300 magnesium, 2000 zinc, 1864 metric tonnages; 214,000 gray, 48,000 ductile, 7000 malleable, 14,600 steel, 11,500 copper, 28,000 aluminum, 1300 magnesium, 2000 zinc

¹⁵ castings from Scaw Ltd only

¹⁶ includes 22,000 mt rail ball

¹⁷ includes 22,000 mt rail ball

¹⁸ includes 22,000 mt rail ball

¹⁹ includes 22,000 mt rail ball

²⁰ includes 22,000 mt rail ball

²¹ includes 22,000 mt rail ball

²² includes 22,000 mt rail ball

²³ includes 22,000 mt rail ball

²⁴ includes 22,000 mt rail ball

22nd Census of World Casting Production 1987 (in metric tons)

COUNTRY	GRAY IRON	DUCTILE IRON	MALLEABLE IRON	STEEL	CU-BASE	ALUMI-NUM	MAG-NESIUM	ZINC	OTHER NONFER-ROUS	TOTALS
AUSTRIA	72,194	54,752	11,012	17,408	7,530*	29,671*	—	—	—	192,567
BELGIUM*	121,524	12,285	350	60,703	1,021	10,767	3	1,717	50*	208,420
BRAZIL*	1,274,000*	—	—	133,700	20,700	76,100	7,400	17,700	—	1,529,600
CANADA	561,206*	279,053	7,005	77,527	—	—	—	—	—	924,791
CHINA, PEOPLE'S REP.	4,638,000*	369,000*	321,000*	851,000*	318,000**	—	—	—	—	6,497,000*
CHINA, TAIWAN	769,000	75,150	18,140	71,190	22,704	83,230	—	20,100	—	1,059,594
CZECHOSLOVAKIA*	1,023,814	34,363	31,955	309,428	11,068	62,739	250	5,367	639*	1,459,643
DENMARK	60,696	14,844	—	—	—	—	—	—	—	75,540
EGYPT, ARAB REP.*	54,341	—	—	4,694	22,849*	—	—	—	—	81,881
FINLAND	64,106	22,083	1,878	13,741	3,542	3,694	—	874	33	109,951
FRANCE*	931,957	715,029	21,603	129,371	23,250	187,348*	—	35,582	3,249*	2,047,389
GERMANY, DEM. REP. (E)*	836,000	83,000	28,000	228,000	—	—	—	—	—	1,177,000
GERMANY, FED. REP. (W)	2,168,400	742,000	118,600	184,900	71,984*	433,124**	9,792*	61,248*	7,523***	3,797,771
HUNGARY	198,410	6,858	6,824	44,797	7,256	14,075	—	3,069	2	281,301
ISRAEL	15,300	1,500	1,480	3,800	3,700	2,250	—	700	140	28,870
ITALY	1,058,353	272,332	31,991	92,356	81,400	338,000	1,300	60,800	1,400**	1,927,932
JAPAN*	3,237,043	1,597,873	263,782	434,336	93,238	792,924	115	52,795	8,788	6,430,894
KOREA, REP.	650,000	226,000*	37,000	115,000	16,000	21,500	—	—	2,500*	1,058,000
MEXICO	280,500	43,125	5,175	42,000	2,300	30,360	—	1,188	—	404,648
NETHERLANDS*	168,800	43,500	5,000	—	4,000	13,000	—	300	100	234,700
NORWAY	37,128	18,472	2,779	2,892	1,764	2,034	—	1,735	—	66,804
PERU	20,500	1,300	500	7,700	1,500	700	—	4,000	1,500	37,700
PHILIPPINES**	845,400	—	—	273,400	72,300	163,000	—	92,000	—	1,466,100
POLAND*	1,449,000**	—	—	275,000	—	—	—	—	—	1,724,000
PORTUGAL	48,409	12,445	14,952	11,886	—	—	—	—	—	87,692
SPAIN	440,000	137,500	22,000	101,000	14,800	67,200	—	24,200	4,300	811,000
SWEDEN	272,400	62,600	5,200	12,400	11,300	28,500	1,300	2,300	—	346,000
SWITZERLAND	185,000*	—	—	—	—	18,425*	—	—	—	203,425
TURKEY	412,000	32,000	13,000	59,500	8,500	11,500	—	4,600	—	571,100
UNITED KINGDOM	742,000	334,000	25,000	103,900	42,000	74,754	37,246	42,700*	—	1,401,600
UNITED STATES	5,159,248*	2,648,117*	288,490*	752,976*	216,237*	1,012,501*	10,342*	218,178	21,264	10,327,453
ZAMBIA**	931	—	—	25,232**	—	—	—	—	—	25,163
TOTALS	27,718,740	7,789,181	1,282,818	4,429,837	1,097,395	3,478,971	87,748	651,153	81,588	48,657,529

* Estimated tonnages

1986 tonnages

§ 1985 tonnages

1 includes Zn, Pb, Sn castings

2 includes Mg castings

3 Sn, Pb, Ti

4 Source: Canadian Foundry Assn, which estimates data to be 75% of actual

5 includes 13,821 mt alloy iron

6 includes Cu, Al, Mg, Zn

7 Pb

8 includes Al

9 includes Pb, Sn, other nonferrous castings

10 Includes nonferrous castings exclude 79,085 mt sand castings, 172,798 mt permanent mold castings, 102,293 mt centrifugal castings, 12,826 mt investment castings (for engineering industry only), 205,428 mt die castings, 1135 mt composite castings, 688 mt art castings, 227 mt coal boiler

11 Includes 6618 mt Pb castings, 614 mt Sn castings, 91 mt Ni castings

12 Pb, Sn

13 Includes 120,000 mt cast pipe

14 Includes Mg and Zn alloy castings

15 castings from Victoria Mining Co. Inc only

16 includes gray ductile and malleable

17 includes gray ductile and malleable iron and steel

18 includes all nonferrous

19 Source: World Metal Statistics

20 includes 769,306 mt ingot molds, 75,208 mt pressure pipe & fittings, 342,922 mt soil pipe & fittings, 1,658,853 mt automotive, 326,582 mt construction & utility castings, 1,795,777 mt other gray iron castings (including wheel iron)

21 includes 1,484,179 mt pressure pipe & fittings, 830,504 mt automotive, 5443 mt construction & utility castings, 80,782 mt machinery uses, 469,022 mt other ductile iron castings

22 includes 185,976 mt standard, 102,514 mt plastic

23 includes 448,342 mt carbon, 308, 834 mt alloy

24 includes 151,165 mt sand, 18,826 mt perm mold & semi perm mold, 4512 mt die castings, 13,073 mt centrifugal, 30,852 mt other

25 includes 112,340 mt sand, 180,825 mt perm mold & semi perm mold, 1, 584,742 mt die castings, 54,194 mt other

26 includes 1800 mt sand, 4092 mt die castings, 4554 other

27 castings from Scania Ltd only

28 includes 22,000 mt die table

23rd Census of World Casting Production 1988 (in metric tons)

COUNTRY	GRAY IRON	DUCTILE IRON	MALLEABLE IRON	STEEL	CU-BASE	ALUMI-NUM	MAG-NESIUM	ZINC	OTHER	TOTALS
AUSTRIA	83,852	62,585	10,682	16,117	8,392 ¹	34,824 ¹	—	—	—	216,452
BELGIUM*	121,524	12,285	350	60,703	1,021	10,787	3	1,717	50 ¹	208,420
BRAZIL*	1,274,000 ²	—	—	133,700	20,700	76,100	7,400	17,700	—	1,529,600
CANADA	540,274 ¹	313,158	6,447	90,901	—	—	—	—	—	950,780
CHINA, PEOPLE'S REP.	7,961,800	688,600	511,500	1,376,100	—	—	—	—	462,000 ³	11,000,000
CHINA, TAIWAN	922,896	90,180	14,000	92,500	28,360	87,392	—	—	—	1,235,348
CZECHOSLOVAKIA	997,329	37,554	32,680	316,983	11,073	63,729	276	5,866	634 ⁴	1,468,124
DENMARK	60,696	14,844	—	—	—	—	—	—	—	75,540
EGYPT, ARAB REP.*	54,341	—	—	4,694	22,846 ⁵	—	—	—	—	81,881
FINLAND	70,211	25,455	1,635	14,590	4,352	2,950	—	452	230	119,876
FRANCE	979,895	805,836	16,901	125,805	19,557	224,466 ⁶	—	38,433	4,314 ⁷	2,215,217
GERMANY, DEM. REP. (E) ⁸	638,000	83,000	28,000	228,000	—	—	—	—	—	1,177,000
GERMANY, FED. REP. (W)	2,278,800	851,800	121,900	204,200	79,108	449,330	7,527	66,552	8,140 ⁹	4,017,357
HUNGARY	180,348	16,110	5,792	33,852	7,061	15,032	—	2,538	51 ¹⁰	260,784
ISRAEL	12,100	1,050	1,450	2,900	3,700	2,200	—	700	140	24,240
ITALY	—	—	—	—	84,800	392,000	1,450	63,500	1,650	543,400
JAPAN	3,788,744	1,812,513	262,495	434,114	110,384	918,708	119	53,913	767	7,382,757
KOREA, REP. of	730,000	262,000 ¹¹	40,000	121,000	17,000	25,000	—	—	3,000 ¹²	1,198,000
MEXICO, D.F.*	280,500	43,125	5,175	42,000	2,300	30,360	—	1,188	—	404,648
NETHERLANDS	116,200	51,000	5,000	—	2,250	13,107	—	—	157	187,714
NORWAY	32,301	17,526	2,823	2,977	1,591	2,088	—	2,596	—	61,908
PERU ¹³	20,500	1,300	500	7,700	1,500	700	—	4,000	1,500	37,700
PHILIPPINES ¹⁴	972,113	—	—	334,180	112,173	1,080	—	—	—	1,419,546
POLAND ¹⁵	1,434,000 ¹⁶	—	—	285,000	—	—	—	—	—	1,719,000
PORTUGAL	49,552	11,842	17,386	14,445	2,470	4,560	—	2,150	A	102,413
SPAIN	440,000	137,500	22,000	101,000	14,800	67,200	—	24,200	4,300	811,000
SWEDEN	219,400	55,500	4,800	13,700	11,300	31,000	1,200	3,000	—	339,900
SWITZERLAND	180,000 ¹⁷	—	—	—	—	20,000 ¹⁸	—	—	—	200,000
TURKEY	405,000	46,000	12,000	62,000	11,200	16,000	—	4,500	—	556,700
UNITED KINGDOM	752,000	361,000	30,000	111,800	42,400	122,000 ¹⁹	—	—	—	1,419,200
UNITED STATES	4,838,095 ²⁰	2,863,989 ²¹	330,220 ²²	918,994 ²³	233,775 ²⁴	1,054,535 ²⁵	11,064 ²⁶	221,215 ²⁷	23,236 ²⁸	10,515,176
AMBUB ²⁹	708	—	—	18,670	—	—	—	—	—	19,378
TOTALS	38,585,182	8,685,732	1,484,743	8,148,825	654,143	3,665,128	28,829	514,228	310,177	51,497,009

* 1987 tonnages

1986 tonnages

1 includes Zn, Pb, Sn castings

2 includes Mg castings

3 Sn, Pb, Ti

4 includes gray, ductile, malleable iron

5 Source: Canadian Foundry Assn. which estimates data to be 75% of actual

6 includes 21,812 mt alloy iron

7 total nonferrous

8 Pb

9 includes Al

10 includes Pb, Sn, other nonferrous castings

11 includes 7233 mt Pb castings, 809 mt Sn castings, 108 mt Fe castings

12 includes 130,000 mt cast pipes

13 includes Mg and Zn alloy castings

14 Figures received from several different sources were in disagreement so we have listed 1987 figures until we can verify those for 1988

15 castings from Victorian Mining Co. Inc only

16 from Rustavi Stateplant 1988, Venezuela

17 includes gray ductile, malleable iron and steel

18 final figures from the U.S. Dept. of Commerce are not yet in; figures given are estimated as of Aug. 1989

19 includes 152,884 mt sand; 21,923 mt perm mold & semi perm mold; 5190 mt die castings; 14,328 mt centrifugal; 29,850 mt other

20 includes 115,253 mt sand; 201,337 mt perm mold & semi perm mold; 699,910 mt die castings; 37,833 mt other

21 includes 1806 mt sand, 4568 mt die castings; 4529 mt perm mold; 2730 mt other

22 includes 218,485 mt die castings; 2730 mt other

23 Figures from Scomi Ltd only

25. Cast Irons, Steels, and Other Ferrous Castings
 (1,000 metric tons)

Country	Gray Iron	Ductile Iron	Malleable Iron	Steel	Cu-Base	Al	Mg	Zinc	Other	Total
Austria	90,568	73,612	10,416	22,248	8,525 ¹	46,316 ²	—	—	—	251,665
Canada ³	419,422 ⁴	176,843	—	72,415	—	—	—	—	—	668,680
China, People's Rep	5,433,300	922,400	498,300	1,546,160	87,050	254,980 ⁵	—	56,490	60,720 ⁶	8,859,400
China, Taiwan	600,000	130,000	10,000	80,000	30,000	85,000	—	—	—	935,000
Czechoslovakia ⁷	977,297	38,560	31,325	304,855	10,466	64,238	254	4,815	612	1,432,822
Denmark	97,251	20,000 ⁸	—	1,135 ⁹	—	3,827	—	—	—	122,213
Finland	72,026	30,146	1,737	15,614	4,635	3,465	—	741	132	128,496
France	1,024,665	891,239	17,566	142,803	25,002	235,147 ¹⁰	—	40,548	3,776	2,380,764
Germany ¹¹	2,295,000	955,000	119,000	221,000	90,825	476,741	7,029	75,015	10,007 ¹²	4,249,617
Hungary	118,759	12,698	3,677	19,796	4,766	11,935	—	1,470	35 ¹³	173,136
Israel ¹⁴	12,100	1,050	1,450	2,900	3,700	2,200	—	700	140	24,240
Italy ¹⁵	1,160,000	178,000	—	—	92,400	413,000	1,700	67,000	1,800	1,913,900
Japan	4,080,610	1,415,301	256,126	484,874	110,628	395,395	97	56,477	5,103 ¹¹	6,804,601
Korea, Rep.	842,700	332,500 ¹²	42,500	126,500	18,100	29,400	—	—	3,500 ¹³	1,395,200
Mexico, D.F.	525,000 ¹⁴	150,000 ¹⁵	26,782 ¹⁶	54,981 ¹⁷	—	77,000	—	13,200	—	846,963
Netherlands	76,300	50,300	5,200	1,300	2,500	12,600	—	—	200	148,400
Norway	28,275	18,587	1,090	3,874	2,832	3,068	—	2,199	—	60,825
Peru	19,200	800	—	35,000 ¹⁴	2,000	800	—	11,500 ¹⁵	2,000 ¹⁶	71,300
Poland ¹⁷	925,000 ¹⁸	44,000	32,000	193,000	17,000	41,000	200	6,000	300	1,258,500
Portugal ¹⁹	49,423	16,945	17,313	17,417	2,062 ²⁰	5,410 ²¹	—	1,992 ²²	—	110,565
Romania	671,966	24,811	12,122	255,940	23,526	27,976	—	—	—	1,018,341
South Africa ²³	80,758	24,953	2,825	37,774	6,223	—	48,681	—	15,182 ²⁴	216,401
Spain ²⁵	454,000	196,000 ²⁶	25,500	99,500	16,000	90,000	—	26,000	1,500	908,500
Sweden ²⁷	193,000	60,000	4,200	11,100	11,100	23,700	1,000	3,300	—	307,400
Switzerland	106,000	56,000	—	—	2,850	16,200 ²⁸	—	1,900	—	182,950
Turkey	415,000	60,200	10,500	58,000	11,800	15,500	—	4,000	—	575,000
United Kingdom	634,000 ²⁷	397,000 ²⁸	24,000 ²⁹	112,700	40,800	111,000 ³⁰	—	43,000 ³¹	—	1,421,700
USSR	18,000,000 ³¹	—	—	—	—	—	—	—	—	18,000,000
United States	4,608,000 ³²	2,871,000 ³³	248,400 ³⁴	1,022,400 ³⁵	217,423 ³⁶	997,940 ³⁷	213,666 ³⁸	10,706 ³⁹	20,977 ⁴⁰	10,210,512
Zambia	791	—	—	16,952 ³⁸	—	—	—	—	—	17,743
Total	44,070,411	9,148,345	1,402,949	4,960,238	841,433	3,443,828	272,627	427,054	125,889	64,682,874

¹ 1969 tonnages

² 1968 tonnages

³ includes Zn, Pb & Sn castings

⁴ includes Mg castings

⁵ tonnages estimated to be 75% of actual by the Canadian Foundry Assn.

⁶ includes 22,729 mt of alloy iron

⁷ includes Mg castings

⁸ investment castings

⁹ includes Mg castings

¹⁰ tonnages for former Federal Republic of Germany

¹¹ includes 9065 mt Pb, 771 mt Sn & 171 mt Ni

¹² Pb castings

¹³ includes 4331 mt die castings and 745 mt lead castings

¹⁴ includes 152,000 mt cast pipes

¹⁵ includes Mg and Zn alloy castings

¹⁶ includes grinding balls for mining

¹⁷ includes zinc ingots

¹⁸ Pb castings, including bearings & solder alloys

¹⁹ estimated tonnage

²⁰ includes alloyed iron

²¹ tonnages estimated to be 90% of actual by Associação

Portuguesa de Fundaçao

²² includes 505 mt pressure die castings

²³ includes 4979 mt pressure die castings

²⁴ pressure die castings

²⁵ tonnages cover only foundries that report to Steel and

Engineering Industries Federation of South Africa

²⁶ white iron

²⁷ includes cast pipe

²⁸ includes Mg castings

²⁹ estimated tonnage

³⁰ estimated tonnage

³¹ estimated tonnage

³² includes Mg castings

³³ estimated total tonnage of all castings

³⁴ includes 56,700 mt pressure pipe & fittings; 326,700 mt soil pipe & fittings;

1,444,500 mt automotive uses; 324,000 mt construction & utility castings;

1,539,000 mt other uses

³⁵ includes 1,152,900 mt pressure pipe & fittings, 10,800 mt automotive uses;

153,000 mt construction & utility castings, 153,000 mt machinery uses;

635,400 mt other uses

³⁶ includes 156,600 mt standard malleable & 92,700 mt pearlitic

³⁷ includes 429,300 mt railroad specialties; 189,000 mt carbon steel for other

uses; 411,300 mt alloy (except high alloy) steel castings; 105,300 mt high

alloy; 89,004 mt steel investment castings

³⁸ includes 13,785 mt mill balls