

2 E. 1014



Universidad Nacional Autónoma de México

FACULTAD DE QUIMICA

TEMPLE Y REVENIDO DE HIERRO NODULAR EN UN
HORNO CONTINUO PARA LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ



EXAMENES PROFESIONALES
FAC. DE QUIMICA

T E S I S

ALEJANDRO LOPEZ CAMBRONY

INGENIERO QUIMICO METALURGICO

1984



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

CONTENIDO

PAGINA

I	INTRODUCCION	
II	ANTECEDENTES	
	A) Clasificación de hierro nodular para uso - automotriz	I
	B) Tratamiento térmico para la producción de- estructuras bainítico-martensíticas	3
	- Diagramas TTT	5
	- Efecto de aleantes	8
	- Revenido	II
	- Templabilidad	13
	- Ensayo Jominy	15
III	FUNDAMENTO DEL TRATAMIENTO PROPUESTO	16
	- Relación para el cálculo de la temperatura crítica	17
	- Propiedades mecánicas requeridas	18
IV	PARTE EXPERIMENTAL	19
	- Propiedades del material base	19
	- Horno de tratamiento	21
	- Medio de enfriamiento	24
	- Resultados	25
V	DISCUSION Y CONCLUSIONES	30
	A) Tiempos y temperaturas usados	30
	B) Estructuras obtenidas	33
	C) Diagramas TTT(comparaciones)	35
	D) Efecto de aleantes (sustitución de)	36
	E) Templabilidad (comparación con un no alea- do)	37
	F) Propiedades mecánicas obtenidas	37
	G) Equipo utilizado y Conclusión final	38

INTRODUCCION

La necesidad de fabricación de piezas tales como: Suspensiones, transmisiones, partes motrices, piezas sometidas a elevados esfuerzos y desgastes, piezas que se requieren en la industria que en estos últimos tiempos ha venido solicitando materiales cada vez más sofisticados y resistentes que vayan a la par del desarrollo tecnológico. El hierro nodular es uno de éstos; desarrollado a mediados de este siglo, cumple con estas exigencias y es el material a tratar en este trabajo.

Debido a esto, muchos cambios y adaptaciones ha hecho la industria para ponerse al día en la tecnología de su fabricación. Propiedades mecánicas superiores como: Buena ductilidad, altas resistencias al desgaste, buena maquinabilidad, procesos de obtención más cortos, además de prácticos y económicos, han hecho que la industria que anteriormente producía hierro maleable lo sustituya por el nodular para muchas aplicaciones.

El objetivo de este trabajo es la obtención de un hierro nodular martensítico equivalente al SAE DQ&T 6 ASTM I20-90-02, a partir de un hierro nodular perlítico con el uso de aleantes como el cobre y el manganeso en sustitución de níquel y molibdeno que son de alto costo.

Se trata de implementar un ciclo de tratamiento térmico tal que involucre tanto a las propiedades del hierro nodular obtenidas de fundición como el equipo de tratamiento y enfriamiento diseñado, y así obtener a plenitud las propiedades mecánicas y físicas requeridas, además de una producción práctica y costeable que justifique lo que se pretende.

Cabe mencionar que se optó por el uso de este material, puesto que las piezas van a trabajar bajo condiciones muy severas y requieren de un control exhaustivo en los aspectos: químico, metalográfico, mecánico, físico y dimensional.

II ANTECEDENTES

A) CLASIFICACION DE HIERROS NODULARES PARA USO AUTOMOTRIZ.

A partir de su introducción por la "British Cast Iron Research Association" en julio de 1946 utilizando el elemento cerio como agente nodulizante, se han venido desarrollando en los últimos años una serie de cambios tanto de materiales como métodos para su obtención, en los que se involucra al magnesio en aleación con hierro y silicio como nodulizante actual. En forma general, se puede decir que existen cinco grados de hierro nodular de uso automotriz.

Especificaciones		- requerimientos mínimos -				
SAE	ASME	Descripción	Resistencia a la tracción - (PSI)	Límite elástico (PSI)	Elong. en 2" (%)	HBW (rango)
D 4018	60-40-18	Ferrítico	60,000	40,000	18	137-137
D 4512	65-45-12	Ferrítico (a)	65,000	45,000	12	149-207
D 5506	80-55-06	Ferriperlítico(a)	80,000	55,000	6	179-255
D 7003	100-70-03	Perlítico	100,000	70,000	3	229-285
D Q&T	I20-90-02	Templado y revenido(b)	Por acuerdo			

(a) Cuando la resistencia al desgaste es de primera importancia como en los cigales, la presencia del microconstituyente ferrita es indeseable.

(b) Una amplia variedad de propiedades pueden ser aseguradas con temple en aceite y revenido. Las propiedades requeridas son frecuentemente especificadas por el rango de dureza deseado.

Composición Química.

	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Perlita	% Mg
D 4018	3.82	2.68	0.12	0.02	0.010	5 (máx)	.045
D 4512	3.77	2.66	0.23	0.02	0.007	60	.045
D 5506	3.70	2.62	0.58	0.05	0.010	70	.045
D 7003	3.73	2.58	0.60	0.04	0.009	90	.045
DQ&T (#)	3.65	2.5	0.40	0.04	0.015	95	.045

(#) Producido mediante aleación de cobre y manganeso

La clasificación anterior es utilizada principalmente para la fabricación de partes automotrices y pueden ser especificadas en las condiciones luego de ser colado o con tratamiento térmico posterior. A continuación se describen algunas aplicaciones típicas de estos grados de hierro nodular :

D 4018.- Es usado en partes sometidas a esfuerzos moderados que requieren alta ductilidad y buena maquinabilidad, tales como partes automotrices para suspensiones.

D 4512.- Es usado para partes sometidas a esfuerzos moderados en donde la maquinabilidad es menos importante, tales como portaengranes y portadiferenciales.

D 5506.- Es usado para partes sometidas a esfuerzos más elevados como cigüeñales automotrices.

D 7003.- Es usado en donde se requiere de una elevada resistencia al desgaste.

DQ&T .- Es usado en donde se requiere de un material térmicamente tratado para controlar el rango de propiedades mecánicas en donde el material puede estar sujeto a esfuerzos de torsión en determinado momento.

B) TRATAMIENTO TERMICO PARA LA PRODUCCION DE ESTRUCTURAS
BAINITICAS MARTENSITICAS EN HIERROS NODULARES.

I.- Austenización - Es muy importante conocer las temperaturas críticas de transformación del hierro en cueg tión y tomar las precauciones razonables para evitar al gún daño a la pieza antes del endurecimiento por temple. La dureza adquirida en el hierro nodular después del -- temple es directamente dependiente de la cantidad de -- carbono contenido en la fase austenítica en solución só lida. Esta cantidad de carbono que se solubiliza aumen ta con la temperatura de austenización y disminuye con el aumento de contenido de silicio en el hierro. Los -- tiempos de sostenimiento a la temperatura de austenización están muy relacionados con la matriz existente antes del tratamiento; aunque la difusión de carbono del grafito adyacente hacia la austenita es muy rápido es -- necesaria una cantidad de carbono combinado en la ma--- triz en forma de perlita para adquirir la mayor dureza en el enfriamiento y un menor tiempo de sostenimiento -- (Fig. #1,2) Es recomendado por la literatura un calentamiento gradual de (93°C/hr.) con objeto de evitar ten sión térmica y posibilidad de distorsión. Arriba de -- 593°C a la temperatura de austenización puede calentarse tan rápido como sea posible. Debe evitarse el sobrecalentamiento ya que tiene un efecto adverso, por ejemplo : En la oxidación, escamamiento, crecimiento, rotura y en caso extremo fusión incipiente. El uso de atmósfera controlada o baño de sales debe ser usado en el caso de que el tiempo de sostenimiento a la temperatura de austenización deba extenderse, o en el caso de que se quiera proteger una superficie ya maquinada de la -- oxidación y decarburación.

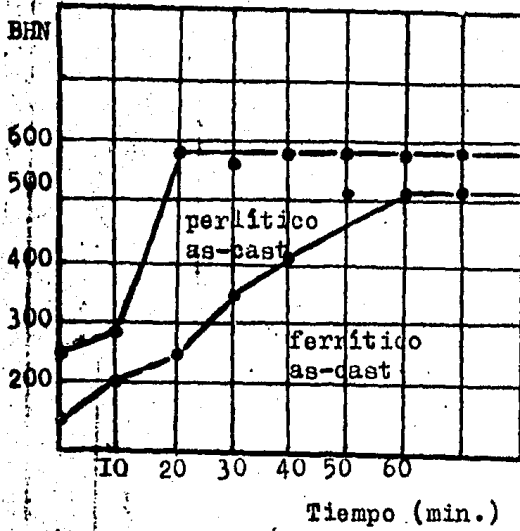


Fig.# I

Efecto de la estructura de la matriz en el tiempo de sostenimiento a la temperatura de austenización.

Temp= 959°F.

Ø = 0.75 pulg.

(G&D IRON CH.F. WALTON)

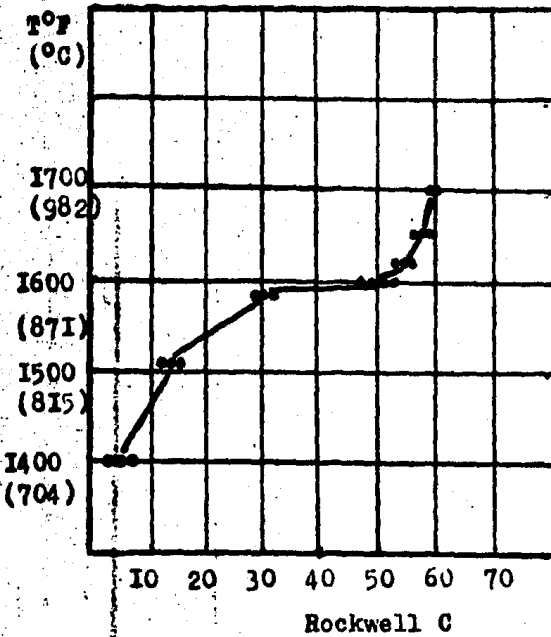


Fig.# 2.

Relación entre la temperatura de austenización y la dureza en un hierro nodular templado en aceite.

(G&D IRON CH.F. WALTON)

Una temperatura de 815 a 982°C produce el máximo de dureza deseada en el temple. El tiempo de sostenimiento recomendado es de 1 hora más 1 hora adicional por pulgada de sección. Para reducir la severidad del temple es recomendable disminuir la temperatura de temple a 815 - 871°C .

2.- Temple - Después de una apropiada austenización - las piezas son templadas con el objetivo principal de suprimir las estructuras intermedias entre la perlita y la martensita y obtener la dureza apropiada en la microestructura martensítica. La velocidad de enfriamiento es muy importante en este caso, ya que si las piezas no son enfriadas lo suficientemente rápido la transformación austenita a martensita no ocurrirá y en lugar de esto se obtendrá una transformación intermedia con una dureza menor. En algunos casos se lleva a cabo una transformación parcial a martensita y - puede ser que se formen estructuras aciculares como la bainita superior que vista al microscopio está en forma de "escalas", la bainita inferior es también otra estructura intermedia, la cual tiene un gran parecido con la martensita.

Los niveles de dureza alcanzados en el material templado están determinados por la temperatura de austenización, la severidad del temple, elementos aleantes y la sección de la pieza a ser tratada. En el caso del sistema de enfriamiento influyen dos aspectos que son: El tipo de medio enfriamiento y el grado de agitación o circulación del mismo.

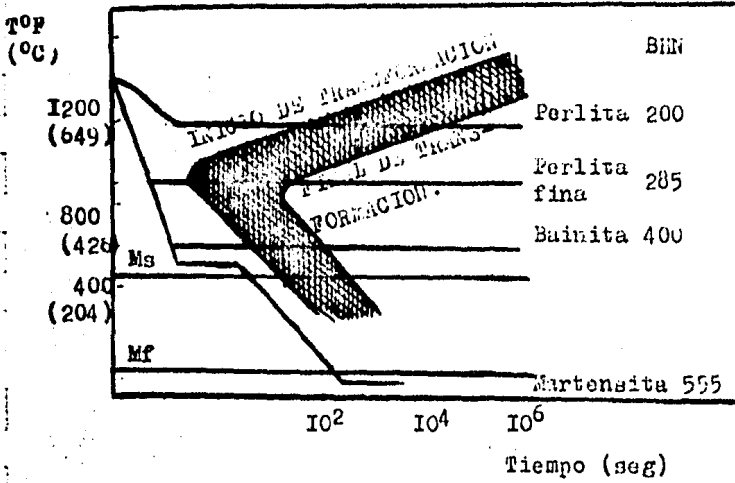
-DIAGRAMAS TTT-

Las propiedades mecánicas obtenidas están en función de la temperatura de transformación, un enfriamiento lento de zona austenítica a través de la temperatura crítica resulta en la transformación de austenita a constituyentes blandos y de baja resistencia como perlita fina o perlita y ferrita.(Fig. #3) .

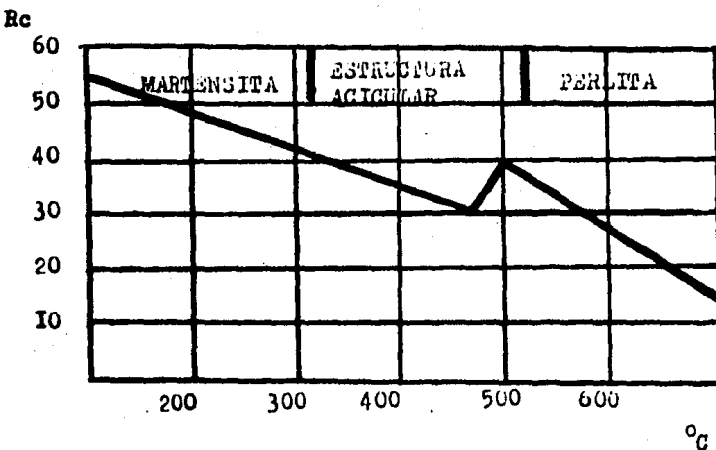
Alrededor de 93°C abajo del rango crítico, la transformación es muy lenta y ésta produce una perlita gruesa con una dureza de aproximadamente 200 BHN.

A una temperatura de aproximadamente 537°C , justamente arriba de la nariz TTT, la transformación es extremadamente rápida completándose en pocos segundos y produciendo una perlita fina con aproximadamente 285 BHN. A una temperatura de 370°C , justamente por debajo de la curva de la nariz TTT, la transformación nuevamente es lenta y requiere de varios minutos para completarse, pero ésta produce un constituyente más duro, bainita, teniendo una dureza de aproximadamente 400 BHN. Finalmente por medio de un rápido enfriamiento desde la temperatura de austenización de 871°C y abatiendo la temperatura dentro de un líquido caliente a 315°C , sosteniendo por un minuto en donde se efectúa el enfriamiento pero sin llegar a la transformación. Si la pieza es expuesta a temperatura ambiente, la austenita se transformará a martensita como se indica en Ms (inicio de la transformación) y Mf (final de la transformación) en la Fig. #3. Esta transformación producirá el máximo de dureza de aproximadamente 555 BHN y con una pequeña distorsión a raíz de que los gradientes térmicos fueron efectivamente reducidos durante el período de sostenimiento a 315°C , previo a la transformación.

...7...



El establecimiento de temperaturas y ciclos de austenización requiere de información sobre tiempos - temperatura y transformación y la composición química del material a ser tratado. La figura # 4 muestra el efecto de la temperatura de transformación en la dureza.



Efecto de Aleantes.

La presencia de aleantes retarda el inicio y el final de la transformación, es decir, las líneas de transformación las desplaza hacia la derecha en el diagrama.--

Este retardamiento es significativo no sólo en la selección apropiada de los ciclos de temple sino también - en la importancia de predecir la dureza y la templabilidad del hierro cuando éstos están sujetos a tratamientos convencionales de temple y revenido. La lentitud en la velocidad de transformación en los hierros aleados facilitan el proporcionar una dureza máxima en la matriz - principalmente para secciones gruesas. Es posible la producción de microestructuras bainita martensíticas en hierro nodular no aleado por el empleo de un tratamiento de temple.

El uso del manganeso en secciones muy delgadas pueden producir carburos por lo que se debe limitar su uso sólo para piezas en donde se requiera una profundidad de temple importante, en concentraciones de 4% hace que la $\text{I}\bar{\text{I}}$ perlita aparezca después de 2:45 min. lo cual aplicaría a un enfriamiento en molde del que posteriormente hablaremos.

El cobre tiene un comportamiento similar al molibdeno hasta cierta concentración y es la mitad de efectivo de lo que es el manganeso hasta una concentración de 0.8% imparte buena resistencia a la tracción y proporciona una matriz muy densa de perlita, libre de carburos de molde.

El uso del Mn, Cu y Mo en suficientes cantidades, - desplazan la nariz perlítica hacia la derecha, permitiendo un enfriamiento lento, sin la descomposición de austenita en perlita, produciéndose así una matriz martensítica. Cuando estos elementos se encuentran en exceso y la severidad de temple aumenta la transformación austenita-martensita no es posible debido a que algunas veces se obtienen estructuras de austenita retenida, esto se comprueba por medio de la dureza que tiene un efecto contrario; en este caso al aumentar la severidad de temple disminuye la dureza.

Cuando es necesario un tratamiento en piezas más complicadas y secciones más gruesas en donde se requiera de un enfriamiento acelerado y cuidadoso abajo de 537°C - es preciso la utilización de medios de enfriamientos complicados y muy costosos. En estos casos es muy práctico la producción de hierros bainíticos martensíticos directamente de molde por medio de una aleación Ni - Mo.

Durante la solidificación y el enfriamiento en el molde de arena de un hierro nodular con un contenido medio de manganeso se efectuará una transformación a perlita (fig. #5) La adición de molibdeno retarda el inicio de la transformación perlítica como se muestra en el diagrama de transformación (fig. #5), simultáneamente promueve la formación de una segunda "nariz" bainítica. Para agudizar más este efecto, el uso del aleante níquel retarda aún más la transformación de perlita y bainita.

Una correlación de contenido de níquel y sección de pieza puede ser referido para información práctica siendo funcional en algunos casos pero en la práctica muchas

.....veces no aplica debido a que las condiciones de enfriamiento son muy particulares dependiendo del equipo usado y es de naturaleza compleja. Por lo tanto es difícil la producción uniforme de estructuras bainita martensíticas por este método. El uso del níquel puede ser parcialmente remplazado por el cobre, - teniendo precaución en su uso ya que este elemento causa precipitaciones en los límites de grano produciendo baja nodularidad. -

En la práctica el control en la cantidad de microconstituyentes bainita y martensita es manejado en el enfriamiento en función de la cantidad de Ni. Al aumentar el contenido de Ni mas microconstituyente martensítico se tiene.

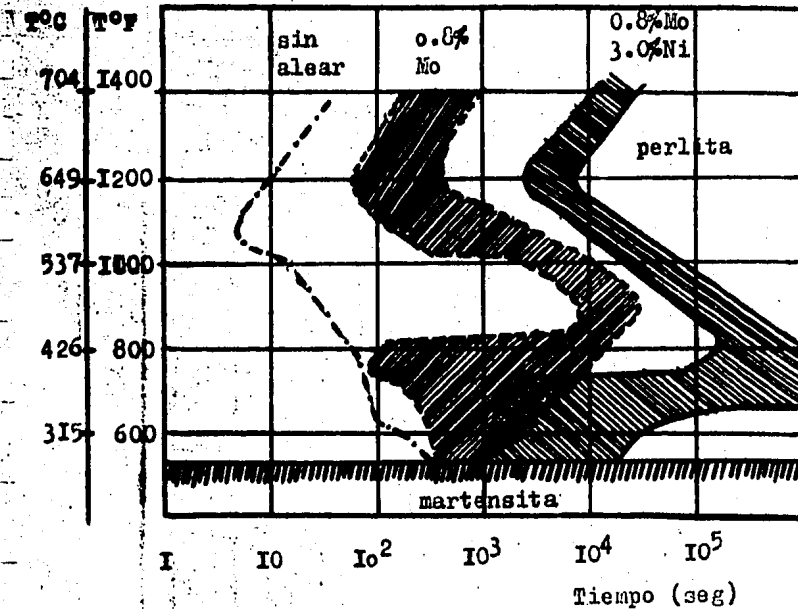


Fig.#5

Influencia - del Ni - Mo - en el tiempo temperatura - transforma- ción en hierro nodular.

(METALLURGIA, VOLUME, 72, NOV. 1965)

Bainita

...II...

.....Por razones prácticas las piezas de pequeña y mediana sección son más adaptables para tratamientos convencionales de temple y revenido y más aún cuando el tratamiento es temple y altas resistencias al desgaste son requeridas, la matriz deseada debe ser martensítica no aceptándose estructuras intermedias o aciculares.

3.- Revenido - Este paso es el final en un proceso de endurecimiento en la pieza. En este paso se debe calentar a una temperatura sub-crítica para aliviar las tensiones producidas en la matriz martensítica obtenida en el temple.

La selección del ciclo tiempo-temperatura está en función de la dureza final deseada. En este paso lo fundamental es la precipitación o separación de partículas de carburos submicroscópicas de la microestructura martensítica metaestable a una condición de estado más suave y más estable. Las temperaturas de revenido por lo general están desde los 121 a 648°C. Algunas relaciones típicas entre la temperatura, tiempo y dureza de revenido en el hierro nodular son dadas en la figura #6.

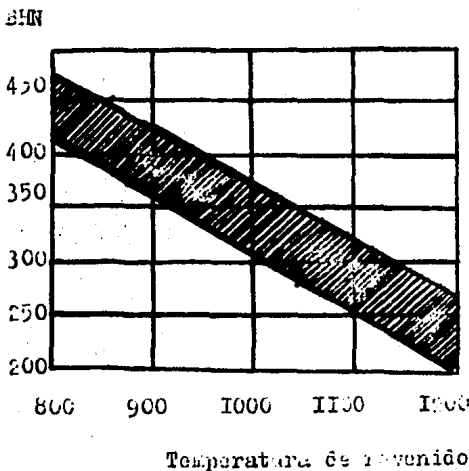


Fig. # 6

Durezas de hierro nodular -
revenido templado en aceite
(dureza de temple 570 BHN)-
sostenidas por 2 hr.

(G&D IRON CH. F. WALTON)

En la figura # 7 se muestra la relación de la temperatura de revenido con las propiedades mecánicas de hierro nodular austenizado por una hora y templado en aceite moderadamente agitado, revenido por espacio de dos horas y con una sección de una pulgada y dureza de temple igual a 570 BHN.

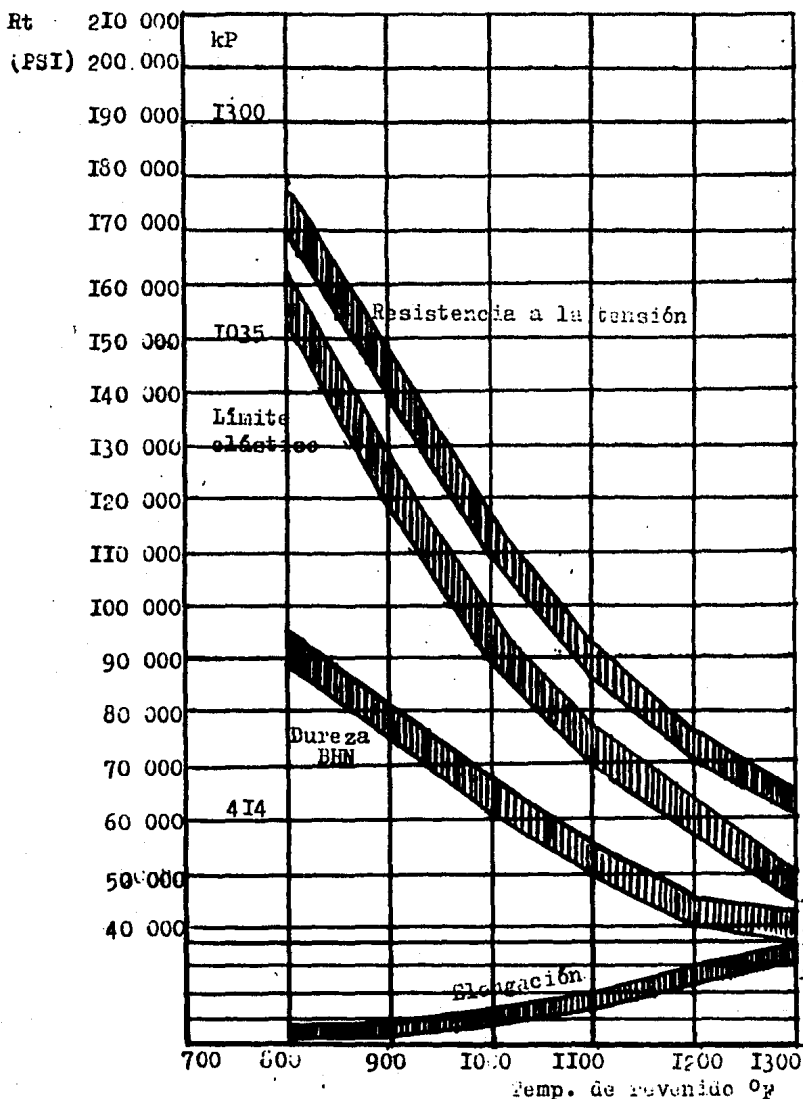


Fig. # 7
Relación de la temperatura de revenido y propiedades mecánicas.

(ROBERT E. SAVAGE - METALLURGIA, NOV, 1955)

Es recomendable un enfriamiento lento en el revenido cuando sea usada una temperatura elevada. Esto ayudará a una minimización de tensiones residuales ya que investigaciones recientes han indicado que hieiros nodulares con aproximadamente -- 2.5% Si, 0.05% P y 0.7% Mn están sujetos a alaceo o distorsión cuando éstos son templados y luego revenidos.

Templabilidad -

El efecto que el cromo, níquel y el molibdeno tienen en la templabilidad del hierro dúctil es muy potente, el manganeso también tiene un efecto considerable, el silicio relativamente poco y el nivel de carbón total tiene un efecto insignificante esto se muestra en la figura # 8, para varios hieiros-nodulares.

Los hieiros aleados tienen mucho mejor respuesta en la profundidad de la dureza que los que no lo están. La comparación de diámetros ideales evaluados en mediciones de templabilidad en donde se variaron los porcentajes de elementos aleantes han hecho posible predecir razonablemente el diámetro crítico ideal en una composición química dada. Esta influencia es representada en la figura # 8.

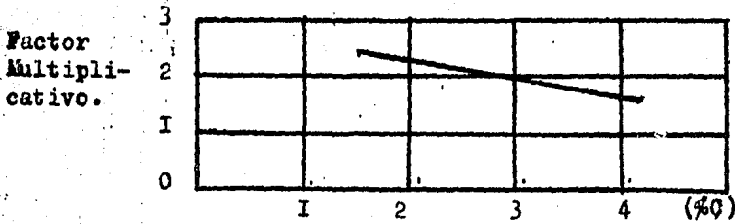
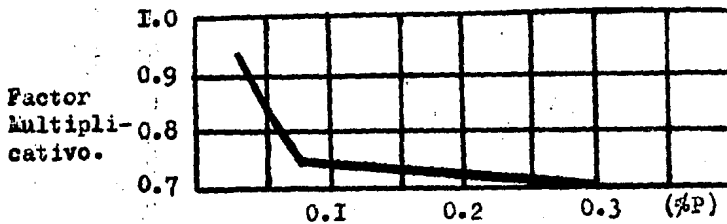
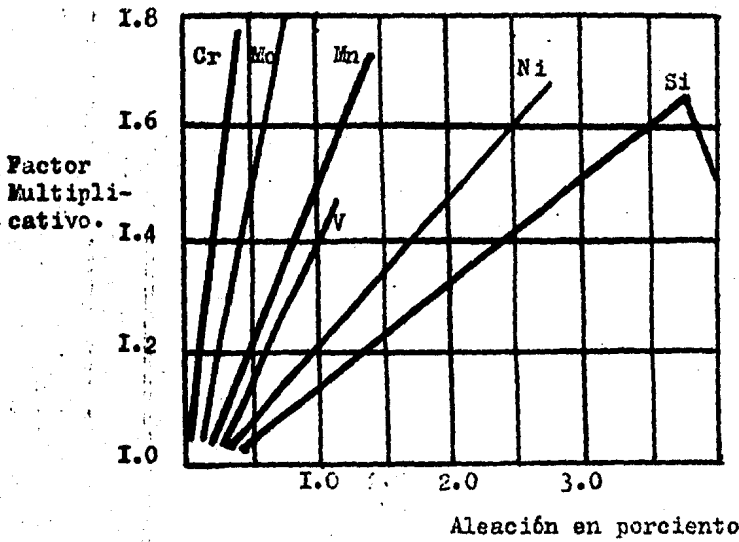


Fig.# 8

Influencia del carbón y varios elementos de aleación en la templabilidad del hierro nodular.

(G&D IRON CH.F. WALTON)



Ensayo Jominy para Templabilidad.

Este ensayo es una forma práctica y muy exacta de saber el grado de penetración de dureza para una composición química determinada. Para efectuar este ensayo se ha diseñado un dispositivo que emplea el principio de controlar el agua de enfriamiento en un extremo de la barra previamente austenizada y enfriada a temperatura ambiente, la cual tiene medidas estándares ($\phi = 1.0''$; $L = 4.0''$), colocándose verticalmente suspendida. Posteriormente se verifican las durezas (Rc) desarrolladas a lo largo del espécimen a cada 1/16 de pulgada. Los datos son expuestos gráficamente - durezas Rc contra distancia desde el extremo templado, - (Fig.#9) aquí se exponen dos curvas típicas de un hierro - nodular en donde el aleado muestra un nivel de dureza mayor a lo largo de la probeta que el no aleado.

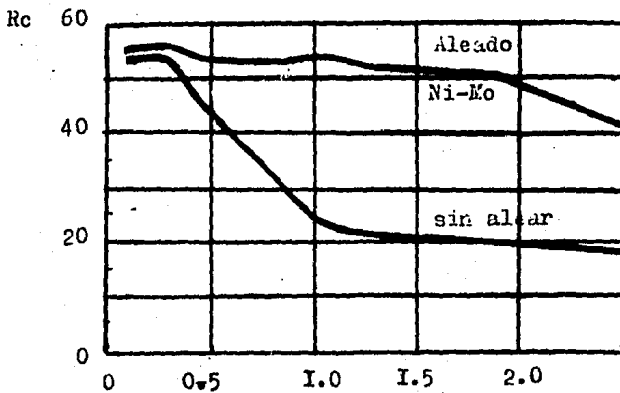


Fig. # 9
Curva Jominy típica de un hierro nodular aleado y sin aleado.

(G&D IRON CH.F. WALTON)

Distancia desde el extremo templado .

III FUNDAMENTO DEL TRATAMIENTO PROPUESTO

A continuación se describen algunos puntos importantes que justifican la base del tratamiento térmico usado.

El equipo con que se contó para el tratamiento térmico desde la fusión del metal en el horno de inducción, el tipo de molde y su línea de enfriamiento, la composición química requerida en metal base y composición química final, propiedades mecánicas deseadas y estructuras final del material que está bajo especificación por diseño en un rango muy reducido de variación; nos llevaron a optar por el uso de un tratamiento convencional de temple y revenido. El manejo de porcentajes de elementos aleantes en regulares proporciones tales como el Cu y el Mn, nos permiten obtener matrices perlíticas de molde en condiciones óptimas para un ciclo de tratamiento lo más económico posible.

Una composición química de metal base en el horno que permita la producción de hierro nodular tanto perlítico como ferrítico en el momento que se desee fue importante; ya que aleantes como Mn, Cu, Ni y Mo que son fuertes promotores de perlita si se encuentran en la composición química del metal base en una concentración media, exigiría un ajuste para diluir todos estos elementos y así poder vaciar un hierro nodular ferrítico. Este cambio llevaría tiempo y le quitaría agilidad a la operación cuando no se tiene el equipo suficiente. Por lo tanto el uso de elementos aleantes dentro del reactor de nodulización y no dentro del horno, permiten versatilizar la operación productiva, también se consideraron aspectos económicos al sustituir el elemento aleante: Ni por el Mn y Mo por cobre. La matriz obtenida fue perlítica con cantidades de...

.....hasta 1.1% de cobre y 0.8% de manganeso en un sistema de moldeo en verde con arena 50-60 AFS y con capacidad de vaciado por molde hasta de 120Kg., por lo que las velocidades de enfriamiento en este sistema son de naturaleza compleja, es posible que se obtengan matrices bainito-martensíticas si se desea alea para obtener la matriz final deseada de fundición (AS-CAST) En este caso la matriz deseada es martensítica no permitiéndose estructuras intermedias entre la perlita y martensita.

Para este tratamiento se contó con hierro nodular perlítico en un 80-90% ; aleado con cobre y manganeso, una sección de una pulgada en su parte más gruesa, lo que permitió minimizar los tiempos de sostenimiento y eficientar los ciclos de tratamiento.

Para predecir los parámetros a emplear se usaron como base los diagramas TTT para hierro nodular níquel-molibdeno. El cálculo de temperatura crítica se aproximó por medio de la relación:

$$TC(^{\circ}F) = 1360 + 50 (\%Si) - 45 (\%Mn)$$

Y con la ayuda de probetas de laboratorio en donde se hizo un análisis térmico arriba y abajo de la temperatura de transformación para el hierro nodular en cuestión.

Con relación a los tiempos de sostenimiento nos basamos más en la uniformidad de temperatura en la carga, esto es: Teóricamente hablando el tiempo de sostenimiento austenítico debería de ser más corto puesto que se tiene una matriz perlítica, aleantes, además de una cantidad de nódulos y espaciamiento de los mismos que permitirían una difusión muy rápida de carbón en la matriz. Esto no sucede si la temperatura no es uniforme como en este caso donde se tiene una carga de aproximadamente 700 kgs. a la temperatura de austenización en el transportador,

Las dimensiones de la pieza y el uso en particular exigían de un enfriamiento cuidadoso en el temple por lo que el uso de un horno continuo que permite tener diferentes temperaturas en cada zona ayudaría a que las condiciones en general fueran las aptas para este proceso.

Siendo así, se esperaba la obtención de una matriz martensítica revenida dentro de las especificaciones requeridas, tanto mecánicas, estructurales, como dimensionales, libre de distorsiones: Las especificaciones mínimas requeridas se muestran a continuación:

Rt = 90 000 PSI mín. (631 kP)

LE = 70 000 PSI mín. (483 kP)

E = 3 % máx.

Dureza después del tratamiento: 250 - 265 BHN -

Microestructura: Martensita revenida, libre de carburos.

Nodularidad de 80 % mín.

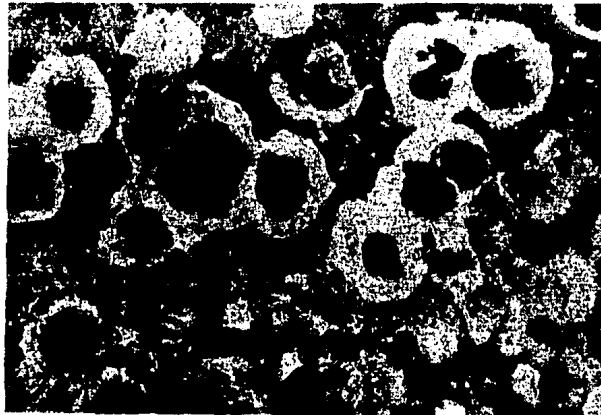
Grafito tipo I y II .

IV PARTE EXPERIMENTAL

A) Material Base.

El material con que se cuenta está en las siguientes condiciones, antes del tratamiento térmico:

Microestructura: Consiste de grafito esferoidal finamente disperso rodeado por ferrita en aproximadamente 10 - 15% y una matriz de 85 - 90% de perlita laminar fina. El grafito consiste de 80% mínimo en forma esferoidal con forma al tipo I y II de ASTM A-24 7 y libre del tipo IV y VII tamaño 5, 6 y 7 a (100x) Exento de carburos primarios. (Foto # I).



Fotomicrografía (100x)
#1

Propiedades Mecánicas:

Resistencia a la tensión	= 100,000 PSI	(690 kP)
Límite elástico	= 70,000 PSI	(483 kP)
Elongación en 2"	= 3%	
Módulo de elasticidad	= 22×10^6 PSI	(1.51×10^5 kP)

Dureza:

Las condiciones de enfriamiento en el molde dieron durezas en la pieza de 229 - 285 BHN (4.0 - 3.6 mm ϕ) de acuerdo a ASTM - E10 .

Dimensiones de la pieza:

La pieza posee dimensiones que van desde 0.750" a 1.000" (1/4" - 1.0") .

Observaciones:

Las piezas deben de estar libres de roturas, contracciones, rechupes, inclusiones, arena quemada, finos, ataques, corredores, reparaciones de soldadura, costras de óxidos, etc., que puedan ir en detrimento del tratamiento.

Análisis Químico:

% C	= 3.80-3.90
% Si	= 2.80-2.90
% Mn	= 0.5-0.60
% P	= 0.08- máx.
% S	= 0.020 máx.
% Mg	= 0.030-0.055
% Cu	= 0.40-0.60

B) Horno de Tratamiento.

El tratamiento se efectuó en un horno continuo hecho en México, con un sistema transportador horizontal interno y transferencia de calor por convección, con una capacidad de 1200Kg. de material tratado por hora y con una temperatura máxima de 1890°F (1043°C), aproximadamente.

Hay ventiladores en la parte superior de la cámara - que permiten uniformidad y distribución de temperaturas, además de un rápido calentamiento. Termopares de cromel alu mel están colocados en tres puntos, uno para cada zona como se describe a continuación:

1^a zona de calentamiento o uniformidad, (0-870°C)

2^a zona de sostenimiento, (870°C)

3^a zona de abatimiento, (870-790°C)

de tal manera que podemos saber las temperaturas existentes en las diferentes secciones de la cámara, considerando éstas tres zonas como los puntos térmicos más importantes dentro de la cámara. (Fig.#10)

C) Procedimiento.

El material es introducido por medio de un transportador al interior de la cámara a una velocidad tal, que permite el ciclo previamente establecido.

Al final de la cámara a desnivel se encuentra el recipiente con el líquido de enfriamiento en donde unas "uñas" extraen el contenedor del interior de la cámara y arrojan el material al medio de enfriamiento, separando los contenedores a un transportador de enfriamiento y llevados a la entrada nuevamente para ser cargados.

Las piezas son enfriadas en el recipiente con una agitación suficiente para permitir la severidad de temple apropiada.

El material es extraído del recipiente por medio de un transportador elevador que está conectado a un sistema de "lavado" del material en el cual se elimina el aceite y algunas capas de óxidos formadas usando inyección de agua y aire a presión. Finalmente el material es colocado por medio del transportador en contenedores en donde queda listo para el siguiente tratamiento.

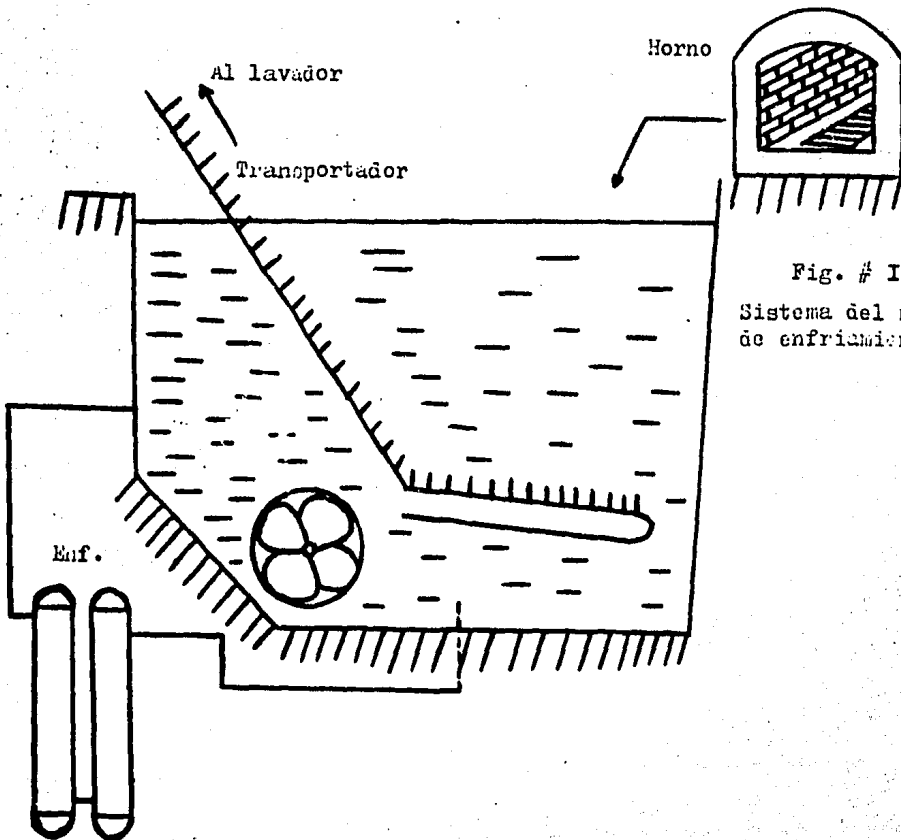


Fig. # II .
Sistema del medio
de enfriamiento .

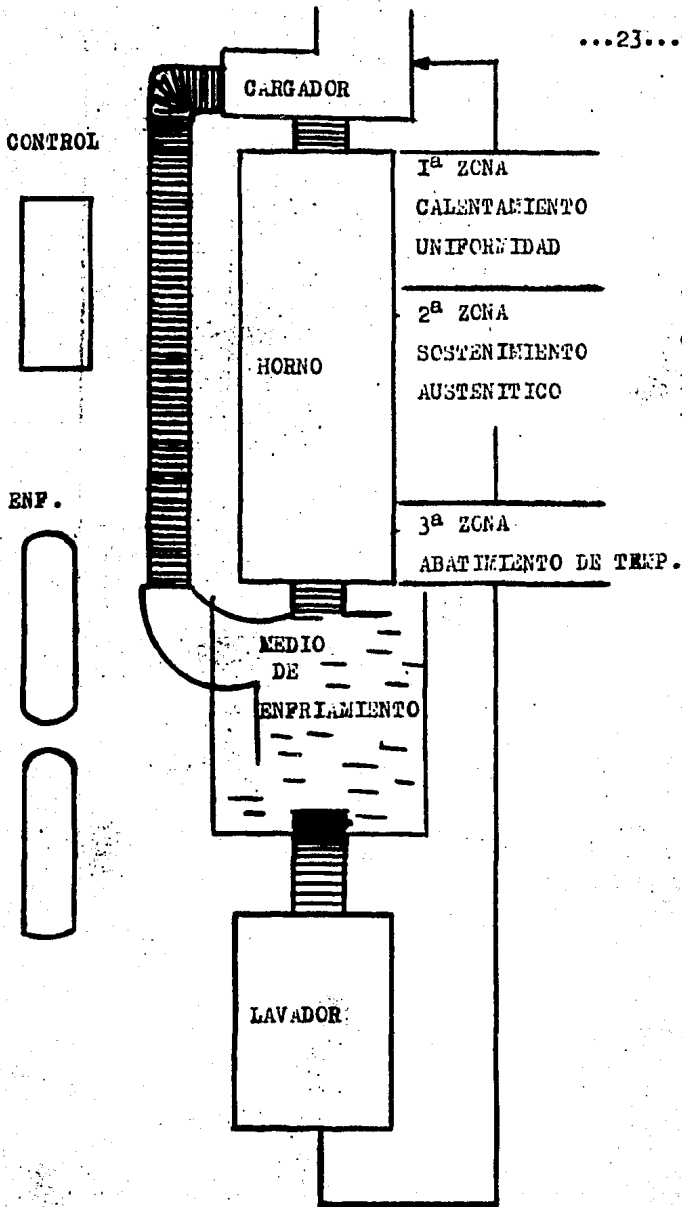


FIG. # 10

Vista de Planta del equipo utilizado para el tratamiento térmico.

D) Medio de enfriamiento.

Los niveles de dureza alcanzados en el material de temple dependen también de una buena circulación y enfriamiento del líquido de temple. Se requirió de una instalación moderna apropiada al tonelaje (fig. # II), manejada-agitación fuerte por medio de una propela y recirculación del líquido de enfriamiento a cambiadores de calor, permitieron severidades de temple de aproximadamente 0.5 - 0.8 (tabla #I) La tabla # I es tomada para propósito de comparación en donde la severidad de temple en agua sin circulación o agitación es tomada como 1.0 .

Comparación de severidad de temple

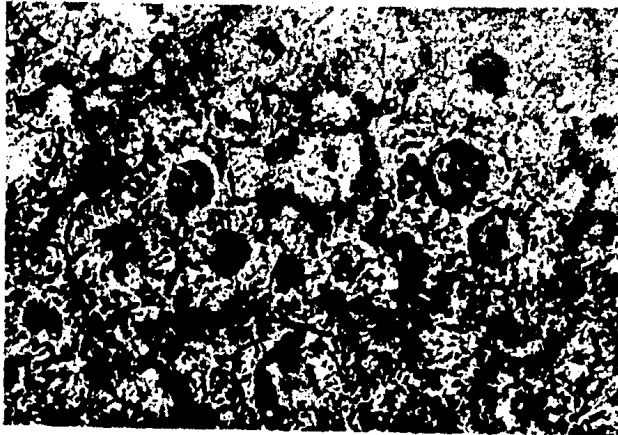
Descripción	Medio enfriante			
	Aire	Aceite	Agua	Salmuera
Sin circulación del líquido ó agitación de la pieza.	0.02	0.25-0.30	0.9-1.0	2.0
Circulación media	-	0.30-0.35	1.0-1.1	2.0-2.2
Circulación moderada	-	0.35-0.40	1.2-1.3	-
Circulación buena	-	0.40-0.50	1.4-1.5	-
Circulación fuerte	-	0.5 -0.6	1.6-2.0	-
Circulación Violenta	-	0.8-1.10	4.0	5.0
-	-	-	-	-

Tabla # I

E) Resultados.

Los resultados experimentales se exponen en orden del, que se proporciona en las tablas medias contenidas entre la percha y la cartulina con sus respectivos ciclos de ados, hasta la obtención de la estructura sensitiva completa, su ciclo, sus velocidades de rotación y tiempo de sostenimiento, además de los datos de resistencia mecánica y durezas. Un resumen de los datos principales más representativos se encuentran en la tabla # 2. El número de orientado de enlaces para cada grado de II.

Con un tiempo de sostenimiento de 15 y 20 minutos y -- una temperatura de sustitución de 310°C se obtuvieron bajas durezas de temple y estructura acicular (grape 1, tabla # 2) La fotomicrografía # 2 muestra una estructura ya revenida acicular a 100 aumento .



Fotomicrografía # 2 a 100x
atacada con vital 3 % .

...26...

Con tiempos de sostenimiento de 25 a 30 minutos y temperaturas de sostenimiento de 850°C se obtuvieron durezas-- de temple más elevadas pero todavía no las buscadas. En -- éste caso la dureza de temple fue de 48 Rc lo que indica pre sencia de estructuras bainíticas cercanas al macroconstitu- yente martensítico (fotomicrografía # 3) . Ver grupo B ta- bla # 2 .



Fotomicrografía # 3 a 100x
atacada con Nital 3 % .

Esta microestructura es ya de revenido.

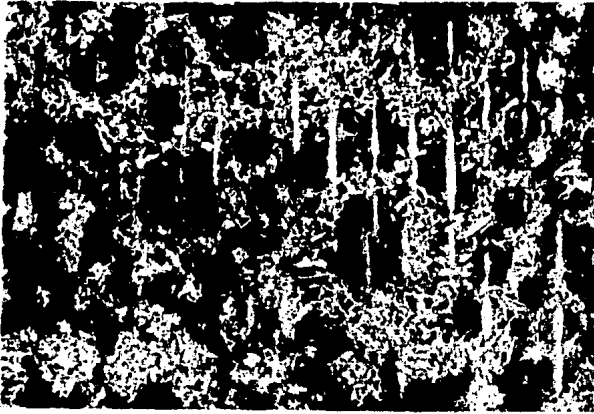
Con un tiempo de sostenimiento de 40 minutos y una temperatura de austenización de 850°C se alcanzó la dureza de temple requerida (57Rc) en donde se puede observar una matriz...

.....martensítica pura sin revenir a 200 aumentos (foto -
micrografía # 4) Ver también grupo C tabla # 2.



Fotomicrografía # 4 a 200x
atacada con Nital 3 % .

Esta misma estructura de martensita se puede observar
en la siguiente micrografía ya revenida, que a diferencia
de la micrografía # 3 se observa una estructura más cerra-
da, tomada a 100 aumentos(ver tabla # 2) .



Fotomicro 100x
 Etacado con Nit. 3%

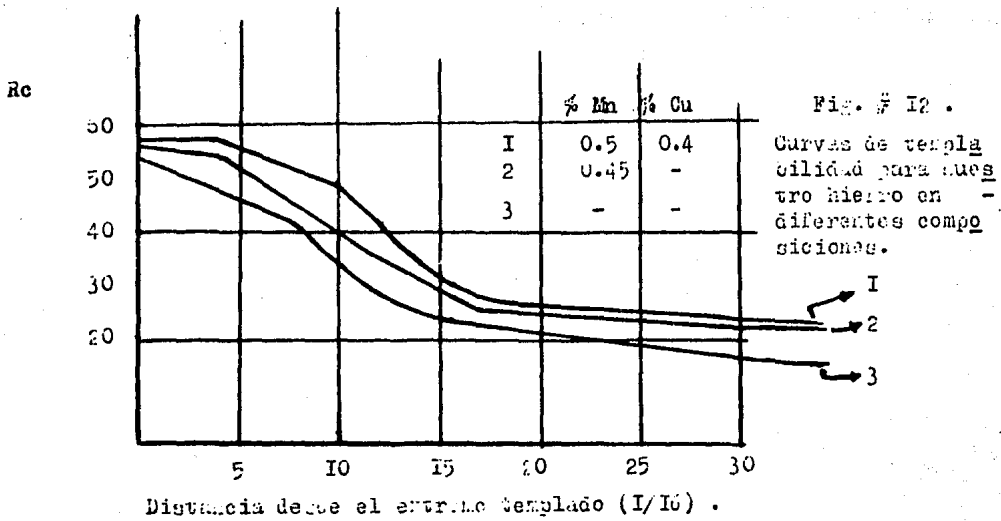


TABLA N° 2. RESULTADOS DE PROPIEDADES MECANICAS, TEMPERATURAS Y TIEMPOS.

Grupo	No. muestra	Temple					Revenido			Propiedades mecánicas obtenidas					
		Tiempo sost. (Lin)	Temp. Jost. (Min)	Temp. temple (°C)	Dureza de temp. Re	Matriz temple	Tiempo sost. rev. (min)	Temp. sost. rev. (°C)	Dureza Brn	Matriz de revenido	Obs.	Resistencia a la tensión (PSI)	Límite elástico (PSI)	Elong. en 2" (%)	Observaciones
A	1	15	810	870	40.0	Acicular Bainita sup.	60	600	220	Acicular Bainita - sup. revenido.	F/E	80,000	59,000	8.0	F/E Foto # 2
	2	20	810	810	40.0	Acicular Bainita sup.	60	600	220	Acicular Bainita - sup. revenido.	F/E	80,000	59,000	8.0	F/E
	3	20	810	810	40.0	Acicular Bainita sup.	60	600	220	Acicular Bainita - sup. revenido.	F/E	80,000	67,000	8.0	F/E
B	4	25	850	850	48.0	Bainita Martensítica.	60	650	250	Bainita - Martensítica revenido.	F/E	93,000	78,000	5.0	F/E Foto # 3
	5	25	850	850	48.0	Bainita Martensítica.	60	650	250	Bainita - Martensítica revenido.	F/E	93,000	78,000	5.0	F/E
	6	30	850	800	49.0	Bainita Martensítica.	60	650	260	Bainita - Martensítica revenido.	F/E	95,000	78,500	4.0	-
C	7	40	870	790	57.0	Martensita pura.	-	-	-	-	Bien	-	-	-	Foto # 4
	8	40	780	790	57.0	Martensita pura.	60	600	280	Martensita revenida.	Bien	116,600	87,000	2.0	Foto # 5
	9	40	870	790	56.0	Martensita pura.	60	600	280	Martensita revenida.	Bien	116,600	87,000	2.0	
	10	60	890	790	58.0	Martensita pura.	60	650	285	Martensita revenida.	Bien	118,500	87,500	2.0	

V DISCUSION Y CONCLUSIONES.

A) Tiempos y Temperaturas.

Los tiempos y temperaturas empleadas para el temple en las tres primeras pruebas (grupo A, tabla # 2), muestran realmente condiciones desfavorables para conseguir las características adecuadas que exige un temple con el equipo y el tamaño de carga empleado. El cálculo de la temperatura crítica en función de la composición química usando la relación descrita en el capítulo III es:

$$\begin{aligned} T_c (^{\circ}F) &= 1350 + 50 (2.85) - 45 (0.55) = 1478^{\circ}F \\ &= 798^{\circ}C \end{aligned}$$

Este cálculo es aproximado y muy útil pues nos proporcionó el efecto de los elementos mas importantes que abatan la temperatura crítica de transformación. Tomando en cuenta este cálculo de (798°C) para la temperatura crítica de nuestro hierro en cuestión, el calentar justamente arriba de la temperatura crítica (810°C), como fue el caso en las tres primeras pruebas, muy poca perlita fue puesta en solución; puesto que el poner la perlita en solución no es una reacción química simple sino un proceso físico que toma tiempo y temperatura apropiada para llevar a la completa disolución los carburos de la perlita; Por lo anterior se decidió aumentar un 5 a 10% de sobrecalentamiento arriba de la temperatura crítica de acuerdo con la composición, estructura y sección de la pieza a ser tratada.

En este caso las condiciones necesarias no sólo exigían el variar el tiempo como se hizo en estos tres casos, sino también elevar la temperatura. Por otro lado - tanto la dureza y la estructura no fueron las requeridas, según se muestra en la fotomicrografía # 2, en donde se pueden observar zonas de ferrita y estructura acicular, - las cuales produjeron dureza de temple muy baja. -

En el siguiente grupo "B" de tres (prueba 4, 5 y 6) se aumentó el tiempo de sostenimiento y también la temperatura de austenización, permitiéndose así una mayor disolución de perlita. Una mejor uniformidad de temperatura se logró en la carga (1200 Kg/hr.), obteniéndose una dureza de temple mayor, lo que mostró una transformación ya cercana a la línea de inicio de transformación martensítica. Observando el comportamiento de los resultados podemos decir que el tiempo de sostenimiento empleado está más relacionado con la uniformidad de temperatura en la carga la cual depende del tamaño y eficiencia térmica - del horno que meramente por conceptos teóricos. Para confirmar ésta observación cabe mencionar las pruebas de laboratorio que se hicieron en donde el hierro nodular usado para el tratamiento tiene todas las ventajas como: - Una matriz perlítica de fundición en 80%, un conteo de nódulos requerido y un contenido de silicio apropiado, - que permiten una difusión muy rápida de carbono en la solución sólida a la temperatura de austenización, permitiendo bajos tiempos de sostenimiento. -

En el siguiente grupo "C", se ajustaron tiempos y temperatura de austenización, siendo éstos los requeridos en nuestro caso, pues se obtuvieron las condiciones aceptables, se obtuvo la especificación correcta en dure

.....za de la martensita en este temple que fue de 57-58 Rockwell "C". El tiempo mínimo de sostenimiento en el cual se obtuvo una transformación martensítica completa libre de estructuras intermedias fue de 40 minutos. En pruebas subsiguientes se aumentó el tiempo de sostenimiento hasta 60 minutos, no obteniéndose una mejora substancial, puesto que se logró sólo aumentar dos o tres puntos en la dureza. Podemos decir que el contenido de silicio que en este caso es de % Si=2.85, hace que el carburo de la perlita sea menos estable, permitiéndose así una descomposición de Fe_3C y por consiguiente una difusión más rápida del carbón en la matriz.

Es importante que se aprovechen los tiempos de sostenimiento mínimos para así tener un tratamiento térmico eficiente y al menor costo.

Temperatura de Temple.

Hasta la prueba # 5 se templó a la temperatura de austenización y como ya habíamos visto que en un tratamiento de temple en donde las temperaturas de austenización no son exactamente en la línea de transformación sino que se requiere de un sobrecalentamiento (70-80°C) en nuestro caso, es importante observar que la temperatura de temple puede ser más baja que la temperatura de austenización, puesto que la transformación de perlita no se alcanza hasta aproximadamente los 780-790°C, por lo que se puede permitir un enfriamiento lento hasta ésta temperatura, reduciendo la posibilidad de rotura y distorsión. El abatimiento de temperatura de temple (ver tabla # 2) desde la temperatura de austenización a 790°C antes del temple, no sólo desa--

.....rrolló una dureza apropiada sino también una estructura fina y tenáz. (ver foto # 4)

Podríamos decir que: ¿Por que no calentamos a 790°C y enfriamos a ésta misma temperatura, evitándonos subir hasta los 870°C? No se puede hacer esto por lo que ya -- mencionamos que es necesario un sobrecalentamiento para uniformizar temperaturas y no decir que a 790°C tendremos martensita como si fuese una reacción química que a determinada temperatura se lleva a cabo.

Tiempos y Temperaturas de Revenido.

Las durezas de revenido obtenidas dependen del tiempo de sostenimiento, temperatura empleada y aleantes en la pieza. (Fig. #7)

Las durezas de temple de 560 BHN se revinieron por espacio de una hora a una temperatura de entre 600-650°C obteniéndose durezas dentro de lo aceptable. Las durezas de temple más bajas como fue el caso en las primeras pruebas, con la misma temperatura y el tiempo de sostenimiento dieron durezas más bajas (tabla # 2) Podemos decir - que la dureza de revenido también depende de la dureza obtenida en el temple.

B) Estructuras Obtenidas.

Las estructuras obtenidas en las primeras pruebas - son estructuras intermedias de las llamadas aciculares - como comúnmente se les conoce y son productos intermedios entre la perlita y la martensita. En la estructura desarrollada en las pruebas del grupo A (foto #2) La estructura en esta foto es propia de una bainita superior por la

.....forma en "escamas" que tiene, ésta tuvo baja dureza de temple y por consiguiente de revenido.

Las estructuras obtenidas en las pruebas del grupo "B" son también de las llamadas aciculares o intermedias (foto # 3), en esta fotografía podemos observar una estructura de revenido bainito-martensítica aunque estas estructuras poseen muy buenas propiedades no tienen todavía las que se requieren en un temple. Si se observa detenidamente esta fotomicrografía se ve una estructura muy abierta o gruesa que cualquiera pudiera decir que es una martensita revenida, sin embargo la dureza de temple no fue del microconstituyente martensita, sino lo que se pudiera llamar como una bainita inferior, la cual tiene gran parecido con la martensita, pero que se pueden diferenciar por dos formas: Una de ellas, la más práctica es por su dureza, puesto que el microconstituyente martensítico es el más duro, toda dureza debajo o cercana a la dureza de la martensita es bainita, en donde podemos decir que la dureza de la martensita y la bainita es: -

Martensita pura sin revenir = 550 brinell mín.

Bainita pura sin revenir = 350 brinell máx.

Otra forma es por medio de la observación en el microscopio, se puede diferenciar la forma de la estructura bainítica o bainítica-martensítica por tener una forma más tosca o gruesa, (ver foto #3) y comparar con foto # 5 .

La fotomicrografía # 4, nos muestra la estructura de una martensita pura sin revenir con una dureza de 57-Rockwell "C" se observa una estructura como "paja" fina y muy tenáz.....

.....ésta misma estructura se observa en la micrografía # 5, que a diferencia de la # 3 se ve más cerrada. Esta estructura es la clásica martensita revenida para que - proporcionó las propiedades mecánicas óptimas deseadas para el trabajo en campo requerido.

C) Dia. ramas TTT .

El diagrama tiempo-temperatura-transformación, es parecido al que se muestra en la figura # 5, pero con - tiempos más cortos debido a que las transformaciones obtenidas no son en el molde, sino por medio de un tratamiento térmico convencional. La velocidad de enfriamiento en nuestro proceso de moldeo a pesar de contener aleantes como el manganeso en un 0.6% y cobre en un 0.7% fue tal que la estructura obtenida fue perlítica; puesto que con esta concentración de manganeso la primera perlita aparece después de los 2 minutos aproximadamente, lo que quiere decir, que los aleantes manganeso y cobre en las concentraciones usadas no desplazaron las curvas de transformación lo suficientemente hacia la derecha como para que la transformación se haya llevado a cabo en el enfriamiento de molde. Sabemos que si hubo un cierto desplazamiento de esas curvas hacia la derecha, pero éstas sólo nos permitían la transformación deseada por medio de un enfriamiento más rápido como fue el caso en donde se usó una severidad de temple de aproximadamente 0.7 . Posiblemente si se hubieran desmoldeado las piezas poco después de haber sido vaciadas cuando éstas se encontraran aún por encima de la temperatura de transformación o inmediatamente se les hubieran inyectado aire frío a presión, se hubieran obtenido estructuras aciculares cercanas a la transformación martensítica pero no se hubieran obtenido la estructura de un....

.....temple. La adición de níquel y molibdeno que son aleantes muy potentes, también se podría hacer pero se tendría que tener muy en consideración las velocidades de enfriamiento de nuestro proceso y esto nos llevaría a jugar con las concentraciones de níquel para la obtención de la estructura requerida. Esto definitivamente no es aconsejable, en primer lugar por el alto costo de los aleantes, en segundo porque se obtendrían seguramente estructuras intermedias y no las requeridas de un temple, y tercero por la velocidad de enfriamiento que se tiene en este proceso.

Se usaron concentraciones de manganeso relativamente moderadas que en promedio no excedieron de 0.6% y que su efecto es similar al del níquel.

También se usaron concentraciones de cobre que en promedio no excedieron a 0.7% y podemos decir que el cobre tiene un efecto similar al del molibdeno. Estas concentraciones tanto de manganeso como de cobre, se usaron en forma tal, que se pudieran contemplar tanto los aspectos de costo como de propiedades deseadas. Estas concentraciones sí retardaron el inicio de transformación desplazando las líneas hacia la derecha en el diagrama y formaron la segunda raíz inferior de transformación bainítica lo suficiente como para ser llevadas a un tratamiento convencional.

D) Efecto de Aleantes.

El silicio en concentraciones de 1% aumentó aproximadamente la temperatura crítica de transformación en 35°C, para nuestro caso fué de 1000°C, de acuerdo a la concentración de silicio usada. Este elemento es un fuerte grafiti

.....zante, por lo que desestabilizó a los carburos de la perlita y permitió bajos tiempos de sostenimiento.

El manganeso, abate la temperatura crítica de transformación en 3.5°C por cada 0.10%, en nuestro caso fue de 21°C . Fue muy provechoso el uso de este elemento, puesto que su uso proporcionó matrices perlíticas de molde, además de buena resistencia a la tracción, tenacidad e impartió a la pieza gran sensibilidad por la templabilidad.

El uso del cobre nos ayudó a agudizar aún más estas propiedades, aunque su uso requirió de ciertos cuidados - se aprovechó la similitud que éste tiene con el molibdeno hasta cierta concentración.

E) Templabilidad.

Como lo muestra la curva obtenida, podemos hacer notar que en las pruebas Jominy, el porcentaje de aleantes usados como el Cu y el Mn no son importantes, en impartir dureza. Son importantes como podemos observar para impartir profundidad de temple, esto lo muestra la curva obtenida en la que casi se tiene el mismo rango de dureza a diferentes concentraciones de elementos aleantes en las primeras mediciones del extremo templado.

F) Propiedades Mecánicas.

Las propiedades obtenidas tuvieron una relación lógica de acuerdo a la figura # 7, en donde hay equivalencias de resistencia a la tensión, límite elástico, elongación y durezas, en función de las temperaturas de revenido usadas. Las propiedades mecánicas obtenidas del hierro en cuestión son similares a las del hierro nodular SAE DQ & T y al ASTM IP0-90-02 el cual debe ser templado y revenido.

G) Equipo Utilizado.

El horno continuo tiene grandes ventajas sobre los hornos de lecho fijo o por "hornadas", puesto que permite tener diferentes temperaturas a través de la cámara, velocidades ajustables en el transportador lográndose el ajuste de ciclos por medio de su velocidad. La diferencia de temperaturas que se puede tener en las diferentes secciones del horno fue una ventaja que se aprovechó en este tratamiento, porque se manejó una etapa de calentamiento o uniformidad de temperaturas, una de sostenimiento y otra de abatimiento de temperatura antes del temple. Esto dió excelentes resultados además de una producción ágil y elevada.

Conclusión Final.

Se puede decir que los resultados obtenidos cubrieron satisfactoriamente el objetivo trazado para este trabajo. De manera general, se puede asegurar que el uso de este tratamiento térmico con el equipo descrito, traerá como resultado un buen uso de los recursos, aunado a una alta calidad que debe ser siempre el objetivo final en la manufactura de un producto metalúrgico en el país.

B I B L I O G R A F I A

- Gray and Ductil Iron Casting Handbook
Ch. F. Walton.
- Gray and Ductil Iron Founders Society Inc.
- "Production of Bainitic and Martensitic
Special Graphite Irons" Metallurgia; volume 72, november
1965, pp. 215-219 H.G. Gerlach.
- "Heat Treating Ductil Iron"
Metallurgist, Development & Research Division International
Niquel Co. Inc., New York. Dr. Robert E. Savage.
Metallurgia, november, 1955.
- "Heat Treatment of nodular Iron"
Meehanite Research Institute International Conference of
the International Meehanite Metal . Co. LTD licensees.
Sitges (Barcelona) Spain, june 1967.
- "Heat Treatment of Cast Iron" Metals Handbook, American
Society for metals.
- "Tratamiento térmico en hierros nodulares"
- H. T. Angus .

.....