

T
672-36
BEL

ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA

“Tratamientos Térmicos del Hierro Nodular”

TESIS DE GRADO

Previa a la Obtención del Título de
INGENIERO MECANICO

Presentado por:

MARISA GLADYS BELLO MORENO

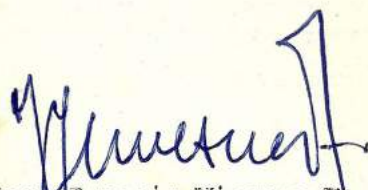
Guayaquil - Ecuador

1 9 8 5


Ing. Eduardo Orcés P.,

DECANO

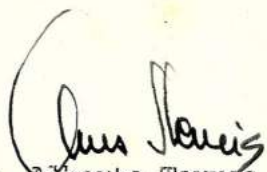
FACULTAD INGENIERIA MECANICA



Ing. Ignacio Wiesner F.,

DIRECTOR DE TESIS

MIEMBRO DEL TRIBUNAL DE GRADO



Ing. Alberto Torres V.

MIEMBRO DEL TRIBUNAL DE GRADO



Ing. Homero Ortiz A.

MIEMBRO DEL TRIBUNAL DE GRADO

AGRADECIMIENTO

Al Ing. IGNACIO WIESNER FALCONI,
DIRECTOR DE TESIS, expreso mi agrade-
cimiento por haberme brindado su apo-
yo, orientación y transmitido sus co-
nocimientos científicos para la ela -
boración de la presente Tesis.

Agradezco también al personal del La-
boratorio de Metalurgia Mecánica y a
todas aquellas personas que en una
u otra forma colaboraron y participa-
ron en la realización de este trabajo.

DEDICATORIA

Tener un Amigo, Hermanas, es algo maravilloso.

Es tener con quien compartir, pero poseer la gracia de tener una Madre como la mia, es tener.

Luz y verdad.

A ellos, a mi Familia toda y en especial a mi Abuelita dedico esta Tesis.

DECLARACION EXPRESA

"La responsabilidad por los hechos, ideas y doctrinas expuestos en esta Tesis, me corresponden exclusivamente; y, el patrimonio intelectual de la misma a la ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL"

(Reglamento de Exámenes y Títulos Profesionales de la ESPOL).

Marisa Bello M.

MARISA G. BELLO MORENO

R E S U M E N

En la presente tesis realizamos estudios de Tratamientos Térmicos de la Fundición Nodular o Hierro Ductil, en especial el efecto de la austenización a varias temperaturas entre 900 y 750°C sobre las propiedades mecánicas de dos hierros nodulares templados y revenidos conteniendo las siguientes composiciones químicas 3.52% C, 1.67% Si, 0.93% Mn, 0.052% P, 0.010% S, 0.25% Cr, el primero y 3.10%, 2.33% Si, 0.92% Mn, 0.048% P, 0.005 S y 0.32% Cr, el segundo. También se estudia el efecto del normalizado previo al temple y revenido.

Los resultados encontrados manifiestan tendencias a la influencia de parámetros en las microestructuras resultantes y en las propiedades mecánicas de la siguiente forma, cuando la temperatura de austenización es incrementada la dureza aumenta y los valores de impacto en el rango dúctil son disminuidos.

Para hierros con bajos contenidos de Si, la temperatura de transición de impacto es independiente de la temperatura de austenización cuando la estructura es completamente martensítica.

Para hierros con altos contenidos de Si, los bajos valores de temperatura de transición de impacto fueron obtenidos por la austenización a altas temperaturas de tratamientos.

INDICE GENERAL

	<u>Pág.</u>
RESUMEN.	VI
INDICE GENERAL	VII
INDICE DE FIGURAS.	IX
INDICE DE TABLAS	XII
SIMBOLOGIA.	XIII
INTRODUCCION	15
CAPITULO I	
1.1 Objetivo de la Investigación	18
1.2 Fundamento de los Tratamientos Térmicos del Hierro Nodular.	19
1.3 Influencia de la temperatura de austenización sobre los Tratamientos Térmicos.	40
1.4 Influencia de los elementos primarios.	42
1.5 Influencia de los elementos de aleación.	55
1.6 Características de la Templabilidad de los Hierros Nodulares.	63
1.7 Curvas T.T.T. y de enfriamiento continuo	69
1.8 Aplicaciones específicas.	79
CAPITULO II	
TRABAJO EXPERIMENTAL.	86

	<u>Pág.</u>
2.1 Procedimiento experimental	86
2.2 Material utilizado.	90
2.3 Equipo utilizado.	91
2.4 Ensayos de Temple a diferentes temperaturas de austenización.	92
2.5 Ensayos de Revenido.	96
2.6 Variación de Propiedades Mecánicas posterior de Temple y Revenido.	97
2.6.1 Dureza.	97
2.6.2 Impacto.	98
2.6.3 Metalografía	129
DISCUSION DE RESULTADOS.	148
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	155
BIBLIOGRAFIA.	156

INDICE DE FIGURAS

<u>Nº</u>	<u>Pág.</u>
1	28
2	28
3	29
4	32
5	34
6	45
7	45

<u>Nº</u>	<u>Pág.</u>
8	46
Efecto de Si sobre el rango de temperatura de transición de impacto de un hierro S.G. libre de Ni (Recocido doble).	
9	47
Variación de resistencia a la tensión y elongación con temperaturas de ensayo para hierro S.G. de fundición con 1.5% Si.	
10	49
Efecto de la velocidad de enfriamiento y contenido de Ni sobre las propiedades de Hierro con 0.3% Mn	
11	50
Efecto de la velocidad de enfriamiento y el contenido de Mn sobre las propiedades de Hierro S.G. libre de Ni.	
12	51
Efecto de Ni y Mn sobre las propiedades mecánicas a la temperatura ambiente de un hierro S.G. de fundición perlítica.	
13	52
Efecto del Ni y Mn sobre las propiedades mecánicas a temperatura ambiente de un hierro S.G. perlítico normalizado.	
14	59
Propiedades de tensión de hierro altamente puro	
15	59
Efecto de Si y Ni sobre las propiedades de Impacto de un Hierro altamente puro.	
16	65
Influencia de la temperatura de austenización sobre la dureza del Hierro Dúctil.	
17	67
Efecto de la variación de la cantidad de carbón, silicio y manganeso sobre la templabilidad del Hierro Dúctil	

<u>Nº</u>	<u>Pág.</u>
18	68
Efecto de elementos aleantes sobre la Templabilidad final de Temple de Hierros Dúctiles.	
19	72
Curva de T.T.T. para descomposición de la cementita en Hierro Dúctil (3.7%C, 1.95% Si, 0.84% Mn, 0.03% Mg, 0.03% S).	
20	75
Influencia del Si sobre la curva T.T.T. para la descomposición de la cementita en el Hierro Dúctil .	
21	75
Influencia del Mn sobre la curva T.T.T. para la descomposición de la cementita en el Hierro Dúctil. . .	
22	77
Influencia del Cr sobre la curva T.T.T. para la descomposición de la cementita en el Hierro Dúctil. . .	
23	77
Influencia del Cu sobre la Curva T.T.T. para la descomposición de la cementida en el Hierro Dúctil. . .	
24	78
Estructural correlación entre curvas de enfriamiento y curvas T.T.T.	
25	81
Cigüeñal de Fundición Nodular	
26	83
Ejemplos representativos de arandelas discos, matriz de embutir, ruedas guías y cuchillas para desmenuzar hechas de Fundición Nodular.	
27	84
Línea de bombas de Fundición Nodular	
28	84
Propulsor de Fundición Nodular.	

INDICE DE TABLAS

<u>Nº</u>		<u>Pág.</u>
I	Principales especificaciones de Hierro Dúctil.	21
II	Comparación de medios de temple al agua.	65
III	Composición química de dos Hierros Dúctiles.	86

S I M B O L O G I A

AISI	Instituto Americano del Hierro y del Acero
ASTM	Instituto Americano de Ensayo de Materiales
BHN	Dureza Brinell
BCC	Hierro Ferrítico
C	Carbono
°C	Grados Centígrados
CO	Monóxido de Carbono
cm	Centímetro
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Ce	Cerio
°F	Grados Farenheit
Fig.	Figura
h	Hora
I-T	Transformación Isotérmica
Kgrf	Kilogramo-fuerza
lbr.	Libra
Mn	Manganeso
Mg	Magnesio
Mo	Molibdeno
min	minuto
mm	Milímetro
MgO	Oxido de Magnesio

MgSiO ₃	Silicato de Magnesio
Ni	Níquel
P	Fósforo
Pag.	Página
Psi	Libras por pulgada cuadrada
pulg	Pulgada
Rc	Dureza Rockwell C
S	Azufre
Si	Silicio
S.G.	Grafito Esferoidal
seg	Segundo
SAE	Sociedad Americana de Ingenieros
T	Temperatura
Tonf	Tonelada-Fuerza
T.T.T.	Transformación Tiempo Temperatura
T.T.	Tratamiento Térmico
U.T.S.	Resistencia Máxima a la tracción
%	Porcentaje

I N T R O D U C C I O N

En la fundición de hierro el contenido de carbono de la austenita es dependiente sobre la temperatura de austenización. Durante el Tratamiento Térmico de austenización parte de carbono puede disolverse desde el grafito presente en la austenita hasta llegar a la saturación para una temperatura particular alcanzada. Porque la solubilidad del carbono en la austenita aumenta como la temperatura de austenización es elevada, incrementando la temperatura de austenización resulta más alto el carbono en la martensita formada por temple. Además en la fundición de hierro, la transformación eutectoide toma lugar sobre un rango de temperaturas llamado rango de temperatura crítica, la extensión y posición de esta zona de transformación es dependiente de la composición química del hierro. En el rango de temperaturas críticas, austenita, ferrita y grafito están presentes y proceder a un temple de un Hierro Nodular que haya permanecido en austenización dentro de este rango de temple debe producir estructuras mixtas de ferrita y martensita. Es de prever que la proporción de martensita debe aumentar tanto como la temperatura de temple es elevada, porque se encuentran mejores condiciones para una mejor transformación martensítica pero no se conoce bien el resultado final en las propiedades mecánicas después del revenido.

De la literatura sobre las propiedades mecánicas de endurecimiento y revenido del Hierro Nodular hay una cierta diferencia de opiniones acerca de los efectos de la temperatura de austenización y de allí el efecto del contenido de carbono en la matriz sobre estas propiedades.

Sandoz, Bishop, Pellini, Vishnesky y Wallace llegaron a la conclusión que para endurecimiento y revenido de hierros, austenización a altas temperaturas produce alto carbono en la martensita dando baja ductilidad, lo cual también se manifiesta por la alta temperatura de transición de impacto. Ellos también concluyeron que la buena energía de impacto sería obtenida por pre-ferritización y entonces austenización en el rango crítico para producir estructura mixta de ferrita y martensita después del temple.

Douglas y Gilbert, sin embargo cuando evaluaron las propiedades de Hierro Nodular de producción comercial tratados térmicamente austenizando a altas temperaturas (900°C), tuvieron buena ductilidad la cual fue indicado por una baja temperatura de transición de impacto, cuando usaron hierros nodulares de composición química con Carbono equivalentes similares pero con cantidades de Si diferentes.

Es de interés de este trabajo conocer en más detalle las características de los materiales después del Temple y Revenido sometiéndolos a diferentes condiciones de temperatura de

austenización usando composiciones químicas de alto y bajo Si. Este tipo de evaluación es importante en el campo de producción de partes de maquinarias ahora que sabemos que podemos reemplazar el uso de acero por Hierro Nodular con ventajas económicas sin detrimento de las ventajas que ofrece el acero.

C A P I T U L O I

1.1. OBJETIVO DE LA INVESTIGACION

El uso de Hierro Nodular o Hierro Dúctil en aplicaciones de Ingeniería es cada vez más generalizado en áreas de la producción metal mecánica que antes eran patrimonio de materiales como el Hierro maleable y el acero moldeado. En esta carrera, que comenzó en 1948, se ha ganado tanto terreno, que muchas veces ya se piensa que el acero moldeado debe ceder por completo su lugar a este material con excelentes propiedades y características de fabricación.

Los productores nacionales de Hierro Nodular encontrarán de gran interés los resultados de la presente investigación ya que no existe mucha información disponible sobre el tema a tratarse, por lo que también este trabajo aspira que sea una guía de gran utilidad a las personas que tiene relación con esta actividad.

El uso del Hierro Dúctil en la forma más eficiente y económica requiere un entendimiento que cuando se va a uti -

lizar en vez de acero debe mejorar sus propiedades a través de Tratamientos Térmicos. Por dicho motivo en esta tesis se estudia aspectos concernientes con algunos parámetros que influyen sobre las propiedades mecánicas finales.

1.2 FUNDAMENTO DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS DEL HIERRO NODULAR

El hierro dúctil puede ser usado como fundición, dependiendo del grado y la aplicación deseada, pero éste es extremadamente sensible al tratamiento térmico. Seis tipos de tratamientos térmicos pueden ser usados para llegar a resultados óptimos de combinación de propiedades.

Tentativas para mejorar las propiedades de metales por Tratamientos Térmicos han sido hechos desde tiempos atrás.

Considerando que el Tratamiento Térmico requiere análisis metódicos de cambios de estructuras, continuas investigaciones de la sensibilidad del Hierro Dúctil han sido realizadas desde su invención en 1948.

Razones del Tratamiento Térmico en Hierro Dúctil son basadas en la resolución de cinco problemas.

- 1.- Alivio de esfuerzos
- 2.- Eliminación de carburos
- 3.- Llevar a cabo una dureza casi uniforme
- 4.- Cambios en la microestructura

5.- Endurecimiento superficial para resistir al desgaste.

La primera es principalmente para alivio de esfuerzos residuales y no significa la causa de algún cambio metalográfico.

Algunos tipos y combinaciones de Tratamientos Térmicos pueden ser usados para procesos de Hierro Dúctil. La preferencia de un método particular depende de las propiedades deseadas y de la matriz original del metal. Estos son seis tipos de Tratamientos Térmicos como siguen:

- 1.- Recocido
- 2.- Recocido a baja temperatura o grafitización debajo de la temperatura crítica.
- 3.- Normalizado
- 4.- Endurecimiento por temple para formar martensita
- 5.- Tratamiento isotérmico (calentamiento por temple)
- 6.- Endurecimiento superficial por calentamiento o difusión.

Revenido es esencialmente un complemento del normalizado y temple.

Cinco clases o grados marcados sobre un standard específico para Hierro Dúctil. Principales especificaciones son resumidas en la Tabla I (ASTM y SAE). En casi todos los ejemplos grados 60-40-18, recocido ferrítico, y 100-70-03, nor-

T A B L A I

PRINCIPALES ESPECIFICACIONES DEL HIERRO DUCTIL

Clase o Grado	Mínima Resist. a la Tensión Psi	Mínima Resist. al punto cedente Psi	Elongación en 2 pulg %	Tratamiento necesario
ASTM				
60-40-18	60.000	40.000	18	Puede ser recocido
65-45-12	65.000	45.000	12	
80-55-06	80.000	55.000	6	
100-70-03	100.000	70.000	3	Usualmente normaliz.
120-90-02	120.000	80.000	2	Templado y Revenido
SAE				
	Dureza de Fundiciones	Microestructuras		Tratamiento necesario
D-4018	170 máx	Ferrítica		Puede ser recocido
D-4512	156-217	Ferrítica-Perlítica		
D-5506	187-255	Perlítica-Ferrítica		
D-7003	241-302	Perlita		Puede ser normaliz.
DQ & T		Martensita		Templado y revenido

malizado perlítico, deben ser tratados térmicamente para obtener propiedades deseadas. Grados 120-90-02 y DqQ & T deben ser tratados térmicamente para reunir especificaciones requere-

ridas. Grados 65-45-12 y 80-55-06 son intentados para usarlos como fundición.

PROBLEMAS DE TRATAMIENTOS TERMICOS

Problemas que pueden ser encontrados en el Tratamiento Térmico del Hierro Dúctil alrededor de fenómenos metalúrgicos:

Descarburización de las superficies de las fundiciones pueden ocurrir como una función de la composición atmosférica del horno.

Crecimiento de las dimensiones de las fundiciones, las cuales ocurren cuando la cementita es convertida a ferrita, y es dificultoso predecir, puede causar problemas en tolerancia dimensional en algunas partes.

Costras de fundiciones es un natural peligro en el recocido. Esto ocurre porque la resistencia del hierro es muy baja a altas temperaturas.

Fragilidad también puede ocurrir, dependiendo sobre las condiciones del ciclo y pueden producir deficiencia en las propiedades de impacto.

RANGO DE TEMPERATURA CRITICA

Un importante factor metalúrgico en el Tratamiento Térmico

del Hierro Dúctil es el rango de temperatura crítica. Composición del hierro determina el límite superior a inferior del rango. Carbón es el elemento dominante en el Tratamiento Térmico del "acero", pero en el Hierro Fundido tiene pequeño efecto. Los más importantes elementos en el hierro dúctil son Si, Mn, Ni, y P. Los dos primeros son de gran importancia porque ellos están normalmente presentes en grandes variables y tienen un efecto contrarrestador. Ni tiene mucho efecto que los otros. Niveles de fósforo en el Hierro Dúctil son bajos y usualmente no es un factor en hierros norteamericanos. Estos son algunos conflictos en valores citados para la temperatura crítica en hierros. Sin embargo, las diferencias en valores para una composición dada y velocidad de enfriamiento no son comercialmente significantes.

El tope (superior) del rango de temperatura crítica en un enfriamiento lento es definido como la temperatura a la cual primeros trazos de ferrita aparecen en una matriz de austenita.

La parte inferior es ésa a la cual los últimos trazos de austenita desaparecen en una matriz ferrítica.

Temperaturas debajo del calentamiento crítico bajo pueden ser usadas sólo para revenir, refinar o descomponer perlita o martensita. A temperaturas dentro del rango crítico, las microfases formadas son mixtas de austenita, ferrita y

grafito. Las propiedades de ferrita, perlita o martensita pueden ser formadas en función de la temperatura lograda dentro del rango y de la velocidad de enfriamiento. Temperaturas sobre el rango crítico forma austenita la cual puede ser transformada 1) martensita por temple; 2) perlita por rápido enfriamiento; 3) ferrita controlando el enfriamiento debajo de la baja temperatura crítica.

Como mencionamos previamente, el rango de temperatura crítica puede ser determinado por ensayos en el Hierro Dúctil de una composición dada. Pequeños blocks de Hierros son calentados a varias temperaturas de austenización 1400 a 1700°F (760 - 927°C) y templados directamente en agua. Fig. N° 1. presenta resultados y estructuras para 2,66 % Si; 0.3% Mn en Hierros Dúctiles tomados desde un estudio de Wallace y Hoverstrow.

Variaciones en la parte superior e inferior del rango de temperatura crítica así como temperatura crítica total son presentadas en la Fig. N° 2. Estos datos son de gran importancia práctica como guía en la selección de temperatura para un Tratamiento dado.

Endurecimiento, normalizado y primer estado de grafitizado son llevados fuera desde arriba de valores superiores. Revenido y segundo estado de grafitizado, o baja temperatura de recocido son llevados debajo de valores bajos.

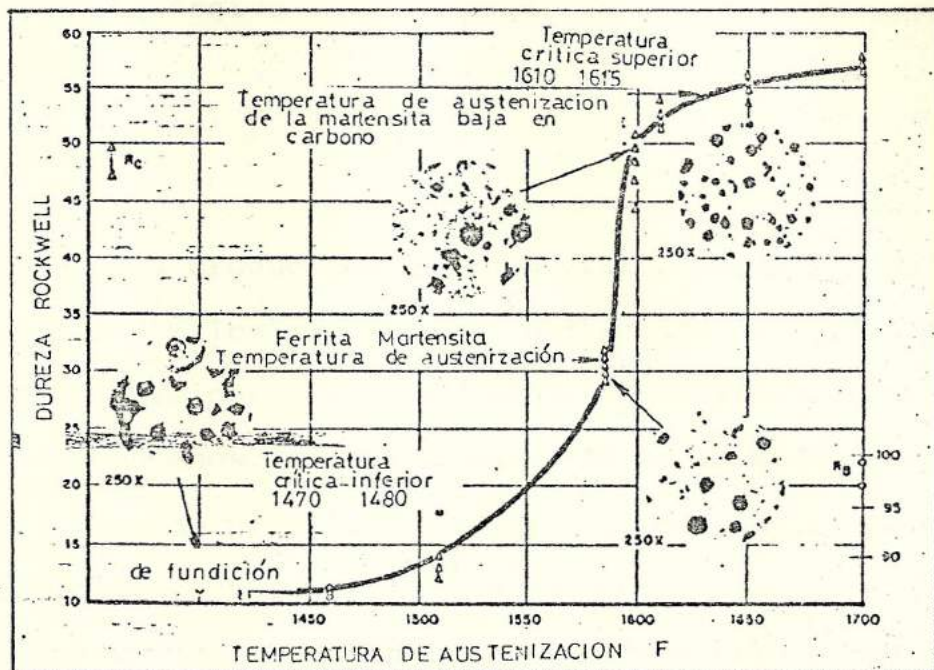


Fig. N° 1.- Determinación de superior y baja temperatura crítica para Hierro Dúctil es efectuada por pequeñas piezas templadas. Micrografía reducida por reproducción.

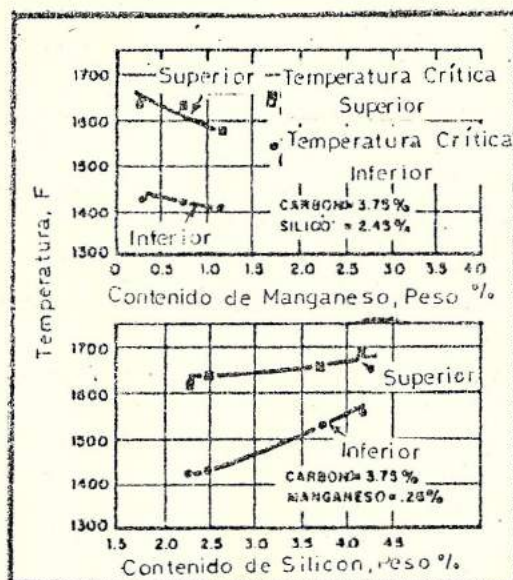


Fig. N° 2.- Rango de Temperatura crítica es presentada para varios contenidos de Silicio y Manganeso.

El Si tiene otro significativo efecto sobre el Tratamiento Térmico metalúrgico del Hierro Dúctil.

RECOCIDO

Recocido para producir hierro ferrítico puede producir ambos buenos y malos resultados. Selección de ciclos de Tratamientos Térmicos, condiciones de la matriz original, y ciertos fenómenos del Tratamiento Térmico deben ser considerados. Algunas prácticas pueden dar resultados inaceptados por no considerar todos los parámetros que pueden afectar condiciones dadas. La condición de la matriz puede ser usada como una guía para evitar malos resultados.

El término recocido es maltratado por el hombre de la fundición. Algunos usan éste para describir alguna especie de tratamiento térmico del hierro. Definiciones estándares esencialmente limitan el uso del término a ciclos en los cuales allí es suficiente temperatura para formar austenita, seguidas por condiciones térmicas capaz de descomponer carburos y perlita a ferrita libre y carbón libre. Así llamándolo baja-temperatura de recoción es un nombre equivocado en el que solamente envuelve la descomposición de la perlita, pero también puede producir una matriz ferrítica comparable a ese recocido de hierro.

Producción de una matriz ferrítica puede ser obtenida por

un número de fundiciones y por métodos de tratamientos térmicos.

Como mencionamos previamente, condición de la matriz de la fundición original puede tener una relación sobre el mínimo tratamiento de calor requerido. Cuando grandes cantidades de carburos (cementita) están presentes, un cierto ciclo de recocido puede ser usado para obtener ferrita. Cuando allí está la perlita con poco carburo, una baja-temperatura de recocido puede ser usado para obtener ferrita en lugar de procesos de altas-temperaturas.

Descomposición de carburos pueden ser llevados a cabo sólo por Tratamientos a altas temperaturas. Temperaturas en el rango de 1650 a 1750°F (900-955°C) son empleadas. Selección de una temperatura particular depende de la deseada velocidad de descomposición de carburos, equilibrada por la probabilidad de alabeo, mediciones y descarburización. Para un verdadero recocido es necesario un enfriamiento del hierro alrededor de 1300°F (705°C) y retener la fundición a esta temperatura un tiempo suficiente para la descomposición de perlita a ferrita. Esta forma de Tratamiento Térmico en dos estados es un ciclo de recocido.

Un ciclo común de recocido empleado a recocer Hierro Dúctil es llevando las fundiciones a 1650°F (900°C) retenido por un mínimo de 2 horas, entonces enfriado a 1300°F (705°C) a una velocidad no excediendo 100°F (38°C) por hora. Las fun-

diciones son retenidas a 1300°F (705°C) por un mínimo de 2 horas entonces enfriadas más allá ante un horno descargado a una velocidad a la cual no resulte retención de perlita.

Tiempos a temperaturas para aplicaciones específicas son función de muchos factores de operación y son mejor evaluados para una condición dada del horno, fundiciones y carga.

Aumentando la temperatura de austenización disminuye el tiempo de descomposición de cementita primario como se presenta en la Fig. N° 3. Esto es un límite práctico y rango de temperatura para descomponer la perlita desde un valor crítico bajo no debe ser excedido.

Un mejoramiento para acortar el término del ciclo de recocido fue desarrollado por Ellis y Donoho. Ellos presentaron las ventajas las cuales fueron tomadas de efectos de histéresis en el rango de transformación para acortar el ciclo hipercrítico para tubos de Hierro Dúctil. Manteniendo tiempos de 10 a 20 minutos a 1650°F (900°C) son seguidos de enfriamiento a 1260 a 1300°F (682 - 705°C) de 10 a 20 minutos. Recalentando a 1400°F (760°C) de 10 a 15 minutos reduce el contenido de perlita en un 10%. Un tiempo de recalentamiento de alrededor de 40 minutos a la misma temperatura reduce la perlita en un 1%.

Baja temperatura de recocido es ejecutado a temperatura debajo de la temperatura crítica. En hierros sin aleantes la

temperatura usualmente es 1350 a 1450°F (732 a 788°C). Fundiciones son mantenidas a temperaturas para aproximadamente 1" por cada pulgada de máximo de espesor de sección, seguido por enfriamiento a no más que 100°F (38°C) por hora a 550°F (228°C).

Fragilidad puede ocurrir en un recocido ferrítico del Hierro Dúctil. Este es referido como Recocido Frágil. Una pérdida de resistencia de impacto ocurre con la fragilidad, pero con no aparente correspondiente sobre otras propiedades. Este fenómeno ocurre cuando fundiciones son enfriadas rápidamente o templadas dentro del rango frágil de 750 a 1100°F (399 a 593°C). Templando desde arriba de este rango o lento enfriamiento a través de éste disipa efecto de fragilidad. Este mismo problema puede ocurrir en endurecimiento y revenido.

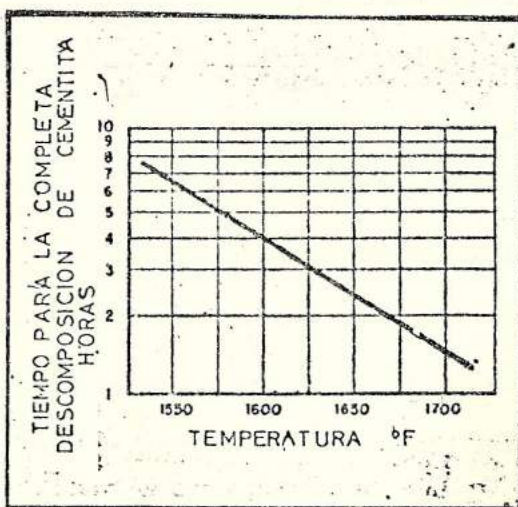


Fig. N° 3.- Efecto del tiempo sobre la temperatura para la descomposición de carburo primario. Bajo este valor crítico no debe ser excedido.

NORMALIZADO

Las fundiciones originales incluyen el término "Temple en Aire" el cual realmente es normalizado. Fundiciones son enfriadas rápidamente en aire desde arriba de la temperatura crítica, no son templadas. Con calentamiento en un rango de temperatura 1650 a 1750°F (900 a 955°C), como en el primer estado de recocido, carburos pueden ser descompuestos. Si alguna ferrita libre está presente en la fundición y no es deseada, ésta puede ser cambiada a perlita por rápido enfriamiento desde la temperatura de austenización.

En un sentido normalizado puede cambiar carburo y ferrita, los dos extremos de la matriz, a perlita mientras que usando un Tratamiento Térmico común, el tiempo a alta temperatura es función de cuán largo ésta toma la forma de austenita. Velocidad de enfriamiento y la presencia de ciertos aleantes determinan la sensibilidad del hierro a un Tratamiento de Normalizado.

Enfriamiento en aire, o temple en aire, puede cubrir un ancho rango en sí mismo. Las condiciones del aire en el ambiente y la rapidez de su movimiento pasando sobre las superficies de las fundiciones pueden ser controladas. Si las fundiciones son pedazos en un manajo, el centro de los pedazos puede enfriarse lentamente y puede ser ferrita. El exterior de las fundiciones puede enfriarse rápidamente y ser substancialmente endurecida. Idealmente las fundicio -

nes deberían ser extendidas fuera y sujetas a control de flujo de aire. Tratamientos Térmicos tienen una tendencia a ignorar tales requerimientos. Fundiciones y tamaños de sección tienen una relación sobre conveniencia de normalizado. En algún ejemplo de tamaño de línea de borde, esto es necesariamente frecuente para aleaciones que conducen a la formación de perlita bajo condiciones de enfriamiento. Estos incluyen Cr, Ni, Cu y Mo. Altos contenidos de Mn también son efectivos estabilizadores de perlita que son potencialmente efectivos sobre las estructuras como fundición.

Con suficientes contenidos de aleantes y rápido enfriamiento pueden endurecerse estructuras produciendo perlita. Estructura acicular o martensita pueden ser formadas en secciones relativamente delgadas. Estos escalonamientos no son tomados intencionalmente porque las dificultades encontradas en la reproducción e intentos son para extender las técnicas más allá de estas capacidades.

NORMALIZADO/REVENIDO

Revenido es un subcrítico proceso de recalentamiento para propósitos de modificación de dureza, matriz y reducir los esfuerzos internos que acompañan al normalizado. Efectos de revenido sobre las propiedades de durezas y tensión dependen principalmente sobre los resultados obtenidos por el normalizado. Matrices perlíticas no resultan fácilmente

te al revenido como matrices martensíticas que resultan del temple. Esta lenta respuesta es a veces en términos de permitir una ancha latitud en procesamiento. Un ejemplo del efecto de la temperatura de revenido sobre el endurecimiento es presentada en la Fig. N° 4.

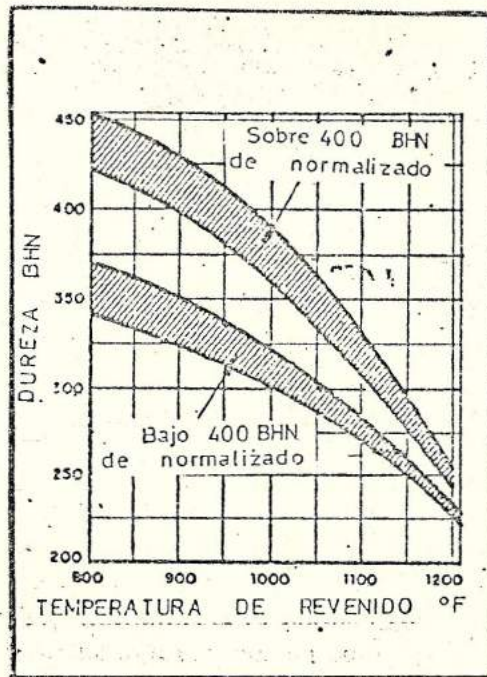


Fig. N° 4.- Dureza de normalizado de Hierro Dúctil depende sobre ambos dureza de normalizado y temperatura de revenido.

NORMALIZADO DE DOS PASOS

Hierro Dúctil normalizado tiene baja ductilidad, así es expresado por valores de elongación e impacto, como hierro ferrítico. Las aplicaciones de las fundiciones normalmente son limitadas a usos no sujetos a cargas de impacto. Un

normalizado de dos pasos ha sido desarrollado al presentar algunas promesas para mejoramiento de la ductilidad. Austenización y grafitización de cementita libre es ejecutada por 2 a 3 horas a aproximadamente 1770°F (927°C). La temperatura es lentamente bajada arriba de la superior crítica y las fundiciones son mantenidas por dos horas en frente del enfriamiento por aire. Valores de doble impacto acompañados por bajas temperaturas de transición de impacto serán producidas, con una leve decreción de propiedades de tensión.

TEMPLE ENDURECEDOR Y REVENIDO

Hierro Dúctil puede ser endurecido por calentamiento arriba de la temperatura de transformación crítica alrededor de 1650°F (900°C). Templando en aceite o en agua. Este proceso produce una matriz de estructura martensítica y dureza de 500 a 580 BHN. La temperatura de austenización es un poco más baja que la usada para normalizado mayormente por la rápida velocidad de enfriamiento inducido por el templeado. Severidad de temple es gobernada por las condiciones del medio de enfriamiento. Cuidadosamente debe seleccionarse el líquido de temple porque algunas condiciones pueden inducir descomposición térmica por temple.

A la par cuando un endurecimiento total es deseado, es normal practicar un revenido inmediatamente después del temple. Temperaturas en un rango de 450 a 500°F (232 a

260°C) son usadas a librar los esfuerzos por inducción de temple, sin causar apreciablemente resquebrajamiento. Bajas en dureza pueden ser obtenidas por el revenido a altas temperaturas.

Revenido de Hierro Dúctil endurecido por temple depende de ambos tiempo y temperaturas. El revenido tiene mayores ventajas a bajas temperaturas con largos tiempos. Sin embargo, la vieja regla del pulgar como se la llama de 1 hora más 1 hora por cada sección es usada satisfactoriamente. Un mínimo de dos horas normalmente es empleado y es lo básico para la respuesta de revenido presentado en la Fig.

Nº 5.

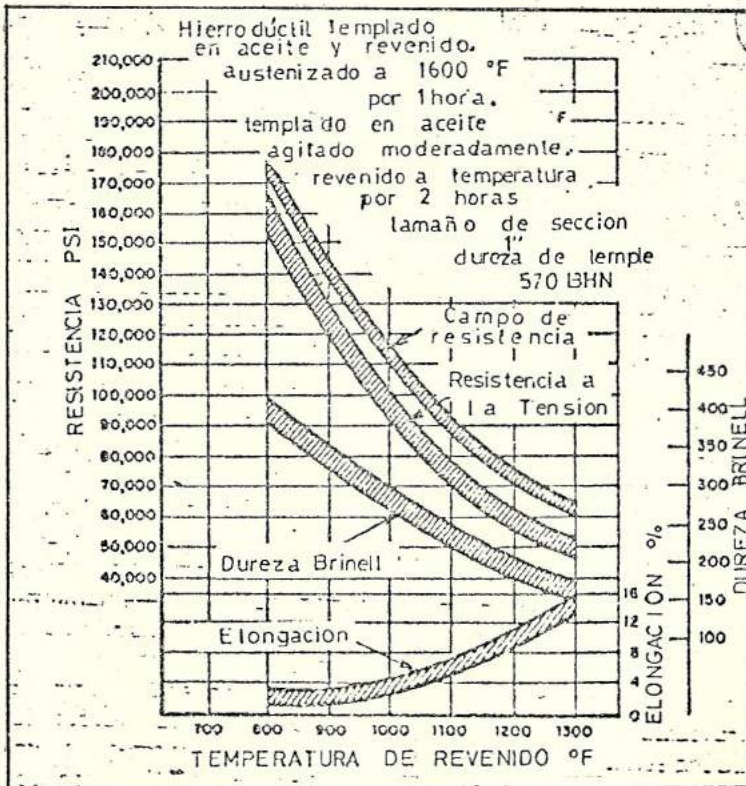


Fig. Nº 5.- Efecto del revenido por 2 horas a temperatura sobre Hierro Dúctil templado en aceite con 570 BHN.

Variaciones en la temperatura de austenización pueden ser empleadas a producir bajo carbón en martensita por temple desde abajo de la crítica superior. Fundiciones calentadas en el rango de temperaturas críticas contienen fases consistentes de austenita, ferrita y grafito. Sobre temple, la austenita es transformada a martensita y la ferrita remanente contenida no sufre cambio. Dos micrografías centrales en Fig. N^o 1 presentan productos de estructuras obtenidas por temple desde dentro del rango de temperatura crítica. Comparada a la estructura completamente martensítica, mejora en propiedades de fatiga y mejora tenacidad que pueden ser obtenidas.

TRATAMIENTO DE TEMPLE EN CALIENTE

Temple bainítico o Tratamiento Térmico Isotérmico, es un proceso especializado al endurecimiento. Fundiciones son templadas desde arriba del rango de temperatura crítica dentro de un baño de sal derretida o aceite. Propósitos de tales métodos pueden llevar a la obtención de estructuras martensíticas dura con bajos esfuerzos residuales, intermedia estructura acicular tal como bainita o estructura completamente perlítica.

En el ciclo de "martempering" para endurecimiento, fundiciones son austenizadas y templadas en un baño a una temperatura leve arriba del rango de temperatura martensítica de 400 a 500°F (204 a 260°C). Fundiciones son manteni-

das en el rango por aproximadamente 1 minuto y removida a la temperatura de enfriamiento del cuarto antes de un inmediato revenido. Igualación de temperaturas en las fundiciones tienden a ocurrir de este modo reduciendo esfuerzo diferencial. Completa transformación a martensita puede tomar lugar enfrente a la temperatura del cuarto es retenida. Esfuerzos residuales, distorsión y tendencias de descomposición térmica son minimizados substancialmente.

"Austempering" es usado principalmente para obtener intermedia estructura acicular tal como bainita. Tales estructuras característicamente tienen buena resistencia al desgaste y alta resistencia. Esta estructura es difícil obtenerse en la condición original de fundición. "Austempering" es realizado por calentamiento arriba de la crítica, entonces templado en un baño de sal de 500 a 800°F (260 a 427°C). La fundición es retenida a la temperatura hasta obtener una transformación completa.

Una variación de "austempering" envuelve temple dentro de baños de sal a altas temperaturas. El temple medio está en un rango de 1000 a 1300°F (538 a 705°C). El propósito de este tipo de ciclo es a producir una estructura completamente perlítica con relativamente estrecho rango de dureza, Condiciones de la matriz perlítica son controladas por la temperatura de austenización y temperatura del baño de temple. Este proceso no ha sido empleado para alguna significativa extensión, puesto que la estructura completa-

mente perlítica puede ser llevada a cabo en estado original como fundición o por normalización.

ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL

Selección del endurecimiento superficial del Hierro Dúctil puede ser realizado por calentamiento por llama o por inducción seguido por un rápido enfriamiento. Enfriamiento puede ser realizado por temple de la superficie con agua o por disipación de calor dentro de la masa de fundiciones relativamente grandes. El endurecimiento superficial puede ser efectuado en matrices ferríticas, perlíticas o matrices con gran cantidad de carburos. El más deseable es el hierro dúctil perlítico con un razonable grado de uniforme contenido perlítico.

Endurecimiento superficial es usado principalmente para proveer resistencia al desgaste para resistencias que toman lugar sólo en la superficie. En alguna consideración designada ésto no es deseable o impracticable a endurecer enteramente las fundiciones y selectivo endurecimiento es sólo una manera de resistencia al desgaste de una parte del hierro ductil. Después del tratamiento, las fundiciones consisten de dureza resistencia al desgaste fuera de la capa sobre la superficie seleccionada. El centro es Hierro Dúctil reblandecido.

La fundición esferoidal responde perfectamente a los tem-

ples por flameado o inducción. Para conseguir la máxima dureza, la fundición deberá corresponder a una estructura completamente perlítica y con un contenido de Níquel del 1.5 a 2%, para aumentar su templabilidad. Con este tipo estructural la dureza alcanzada superficialmente llega perfectamente a 600-750 Brinell con una profundidad de 2 a 3 milímetros.

Cuando la fundición esferoidal es del tipo ferrítico, al someterse a temple no alcanza valores de dureza elevados. Puede, no obstante, mejorarse la dureza, alargando los tiempos y aumentando la temperatura de austenización.

Igualmente se pueden lograr superficies muy duras en las zonas que se deseen mediante enfriadores acoplados en el molde. La zona enfriada bruscamente alcanza elevadas durezas, puesto que en la solidificación que se experimenta por debajo de esta zona el grafito adopta forma esferoidal, dando las magníficas propiedades mecánicas que caracterizan estas fundiciones. La fundición esferoidal admite la cementación por el nitrógeno, es decir, pueden ser nitruradas.

ATMOSFERAS

Las superficies de las fundiciones pueden ser afectadas por la reacción con la atmósfera del horno durante el Tratamiento Térmico a altas temperaturas. Oxidación de la su-

perficie puede dirigir (guiar) a costras y descarburización, los cuales pueden causar problemas en la limpieza, maquinabilidad y uso de fundiciones.

El exceso de carbón en el Hierro Ductil requiere menos control riguroso de la atmósfera del horno que si es necesario para algunos otros metales ferrosos. Tiempo de exposición a altas temperaturas también es normalmente menor que los requeridos para otros materiales.

La oxidación atmosférica causa la formación de óxido de hierro. La capa de óxido de hierro envuelta descarburiza la superficie por reacción con el carbón a formar monóxido de carbono. Descarburización también puede ocurrir sin la formación de óxido de hierro.

Externamente atmósferas generadas pueden ser generadas e introducidas dentro de hornos, gas comprimido. Hornos para estos tipos de usos son calentados por elementos de resistencias-eléctricas transferencia de calor por tubos que llevan combustible encendido. Descarburización es retardada por conservación de una atmósfera neutral inerte.

Niveles de CO aproximadamente sobre el 1.5% de concentración en una reducción atmosférica aparece a proveer casi superficie brillante sobre fundiciones. Bajo punto rocío gas con bajo acompañamiento de hidrógeno, es usado a prevenir superficies descascaradas. Alta concentración de CO

en atmósferas reducidas pueden causar aros perlíticos en segundo estado de grafitización. Hidrógeno tiene una tendencia a retardar el rompimiento de carburos primarios por restricción de velocidad de disolución.

Baños de sal y fluidos en el fondo pueden ser usados a minimizar o eliminar descarburización en relativamente pequeña escala de producción. El calentamiento medio es esencialmente inerte en término de reactividad con carbón en las fundiciones. Esta condición, en conjunción con tiempo rápido de calentamiento expuesto, provee una condición neutral a la superficie.

1.3 INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACION SOBRE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS.

La influencia de la temperatura de austenización sobre los Tratamientos Térmicos pueden ser observados a través de los cambios que ocurren en las microestructuras obtenidas después de ser templados y revenidos desde diversas temperaturas de austenización.

Cuando los Hierros Nodulares son llevados a temperaturas de austenización sobre el rango de temperaturas críticas al ser templados y revenidos generan una matriz de martensita revenida con alto contenido de carbono, siendo mayor el carbono en la austenita a altas temperaturas, puesto que la solubilidad del carbono en la austenita aumenta con-

forme aumenta la temperatura de austenización. El carbono es tomado de la descomposición de la cementita, siendo mayor al desaparecer completamente la cementita, también parte del carbono puede disolverse desde el grafito presente en la austenita hasta llegar a la saturación.

Cuando el Hierro Nodular es llevado dentro del rango de temperaturas críticas, donde existe austenita, ferrita y grafito, y luego se le efectúa el temple las estructuras obtenidas son mixtas de austenita y ferrita, disminuyendo el contenido de ^{martensita} austenita y aumentando el de ferrita a medida que decrece la temperatura. Para Hierros Nodulares con alto contenido de Si la aparición de ferrita ocurre a temperaturas de austenización más elevadas porque el Si es acelerador de ferrita.

A las altas temperaturas de austenización es evidente la grafitización secundaria, aumentando a medida que aumenta la temperatura de austenización.

Para Hierros con alto contenido de Si la formación de grafito secundario es mucho mayor en relación con Hierros Nodulares teniendo bajo contenido de Si.

Cuando la elevación de temperaturas no sobrepasa el límite crítico inferior, las estructuras resultantes después del temple no contienen martensita y son ferríticas.

A temperaturas no tan elevadas la grafitización secundaria es nula.

1.4 INFLUENCIA DE ELEMENTOS PRIMARIOS

El papel de los elementos primarios en la determinación de microestructuras del Hierro SG en la fundición original y después de Tratamientos Térmicos como Recocido, Normalizado, Temple y Revenido, serán discutidos. Propiedades mecánicas de estructuras ferríticas, ferrita-perlita, y estructura acicular también así producidas y los efectos de las aleaciones son consideradas en relación al Impacto Dúctil/Frágil y rangos de la temperatura de Transición de Impacto.

Son considerados como elementos primarios los siguientes: Carbono, Silicio, Manganeso, Fósforo y Azufre.

CARBONO

El rango de carbono para hierro dúctil comercial está entre 3.0 y 4.0 %.

El aumento en el contenido de carbono puede proveer una cantidad de nódulos más grandes.

El carbono ejerce poca influencia en la variación de las propiedades mecánicas del hierro nodular dentro del rango

fijado.

El esfuerzo de tensión final se reduce en cerca de 350 psi por cada 0.1%.

El carbono afecta el módulo de elasticidad en proporción a su volumen en la matriz.

La dureza Brinell baja cerca de cinco números por cada adición 15% de carbono y la elongación aumenta.

SILICIO

Es un elemento acelerador de ferrita, en cantidades superior al 1.5%. Por ser acelerador de ferrita es el más poderoso elemento en ambos casos, elevación y ensanchamiento del rango de temperatura de formación perlítica.

El rango usual de silicio en el Hierro Dúctil varía de 1.8% a 2.8%. Algunos tipos de Hierros resistentes a la oxidación contienen hasta 6.0 %.

Este elemento es un desoxidante y grafitizador potente.

En un Hierro con un alto contenido de Carbón y con un bajo contenido de Silicio (2.0%) normalmente solidificará con una gran cantidad de carburo primario presente en la matriz. El Silicio disocia al carburo de hierro primario

y suprime la formación de la perlita dando preferencia a la formación de grafito y ferrita.

Puesto que en general en el Recocido Subcrítico y Recocido Completo involucra la eliminación de perlita y/o la eliminación de carburos eutécticos, elementos aleantes afectan el proceso de Recocido, ellos pueden estabilizar perlita o entregar carburos dificultando la disolución de éstos.

Como el Silicio es un proveedor de ferrita y por esto bajando el contenido de Silicio desde el nivel normal del 2% puede resultar un Recocido dificultoso. Hierros altamente puros contenido de 1.0 a 1.5% de Silicio pueden ser desventajosamente recocidos usando el estándar Tratamiento Térmico de Recocido pero similares Hierros de normal pureza pueden contener perlita esferoidal, subestructuras veteadas y exhibiendo tamaños de granos irregulares de ferrita después de tal Tratamiento Térmico. Fig. N^o 6.

Silicio, Níquel y Manganeso presentan substancialmente sólida solubilidad en el Hierro BCC y en la solución de ferrita resistente.

Es considerado como solución sólida endurecedora de soluciones. El efecto del contenido de Silicio sobre la temperatura ambiente, propiedades de tensión e Impacto del Hierro SG es presentado en la Fig. N^o 7, mientras que este efecto sobre la Temperatura de Transición de Impacto es

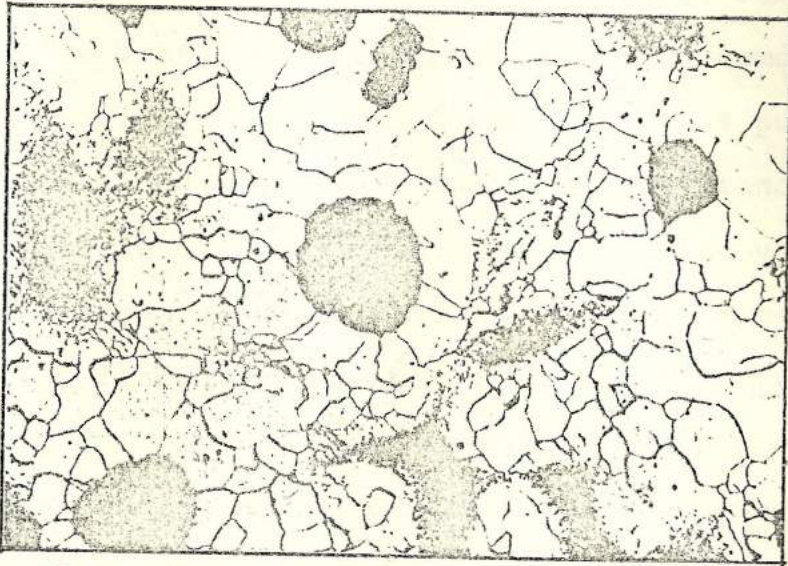


Fig. N^o 6.- Hierro S.G. con 1.5% Si producido desde hierro base de normal pureza comercial y recocido doble 4 h 95°C + 16 h 96°C

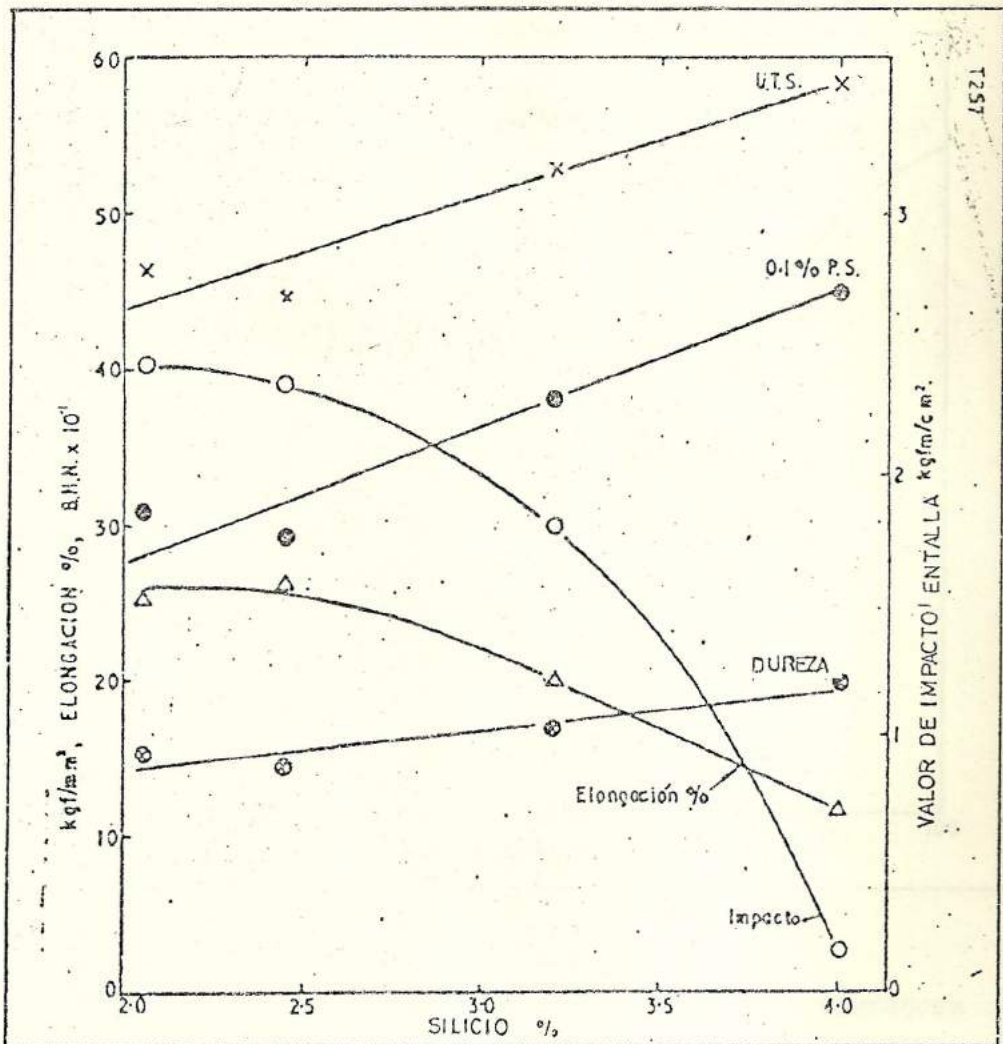


Fig. N^o 7.- El efecto del Si sobre las propiedades de Hierro S.G. libre-níquel recocido hecho un lingote de hierro.

dado en la Fig. N^o 8. Parte del aumento en el rango de Temperatura de Transición de Impacto ocurrido como resultado de la elevación del Silicio desde 1.0 - 2.5% pueden ser claramente cantidades para el aumento en Resistencia pero arriba de 2,5% de Silicio la disminución en los valores de Elongación e Impacto son desproporcionados al aumento de Resistencia a la Tensión y ésta es claramente revelada por la elevación del rango de Temperatura de Transición de Impacto como se indica en las curvas Temperatura-Impacto.

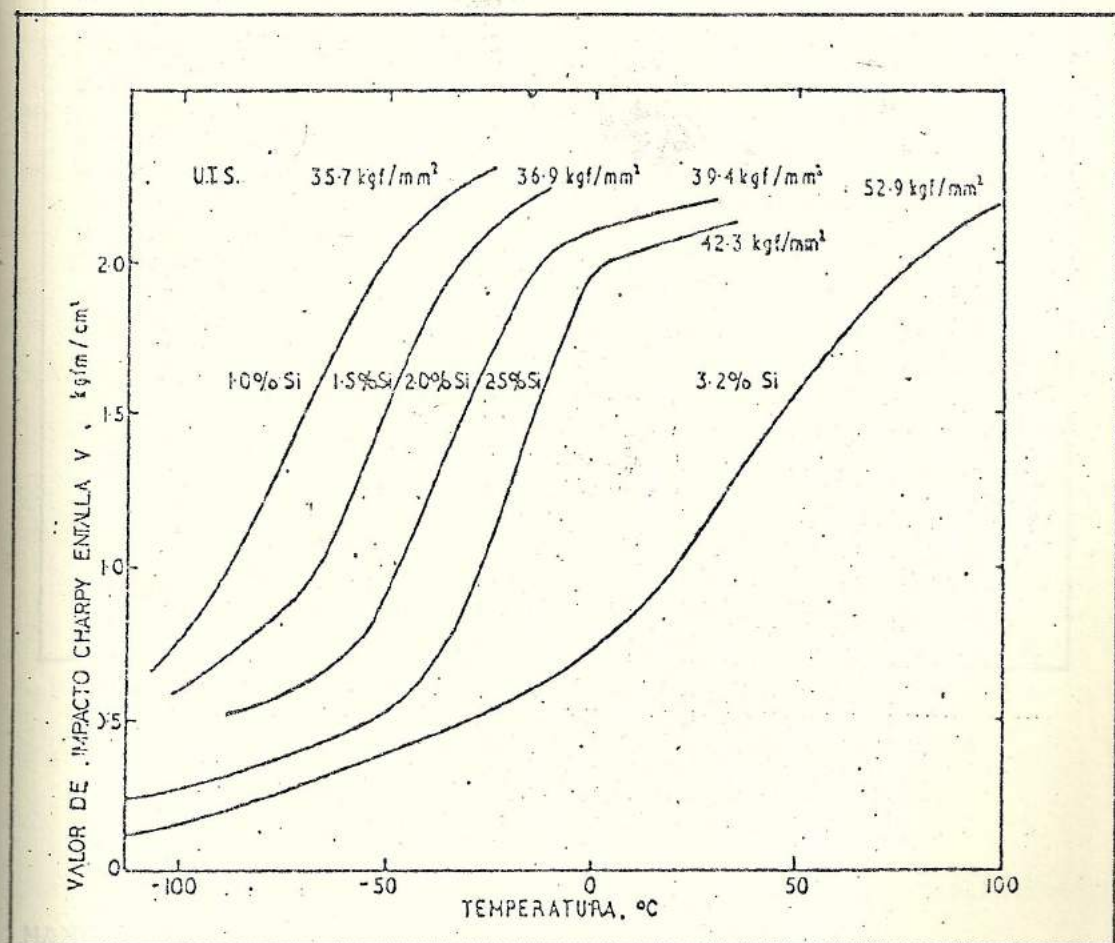


Fig. N^o 8.- Efecto del Si sobre el rango de Temperatura de Transición de Impacto de un hierro S.G. libre de Ni (recocido doble).

El rango de temperatura de Transición de la Tensión del Hierro S.B. Perlítico es angosto a la temperatura ambiente. Fig. N^o 9 con hierro S.G. conteniendo 1.5% de Silicio.

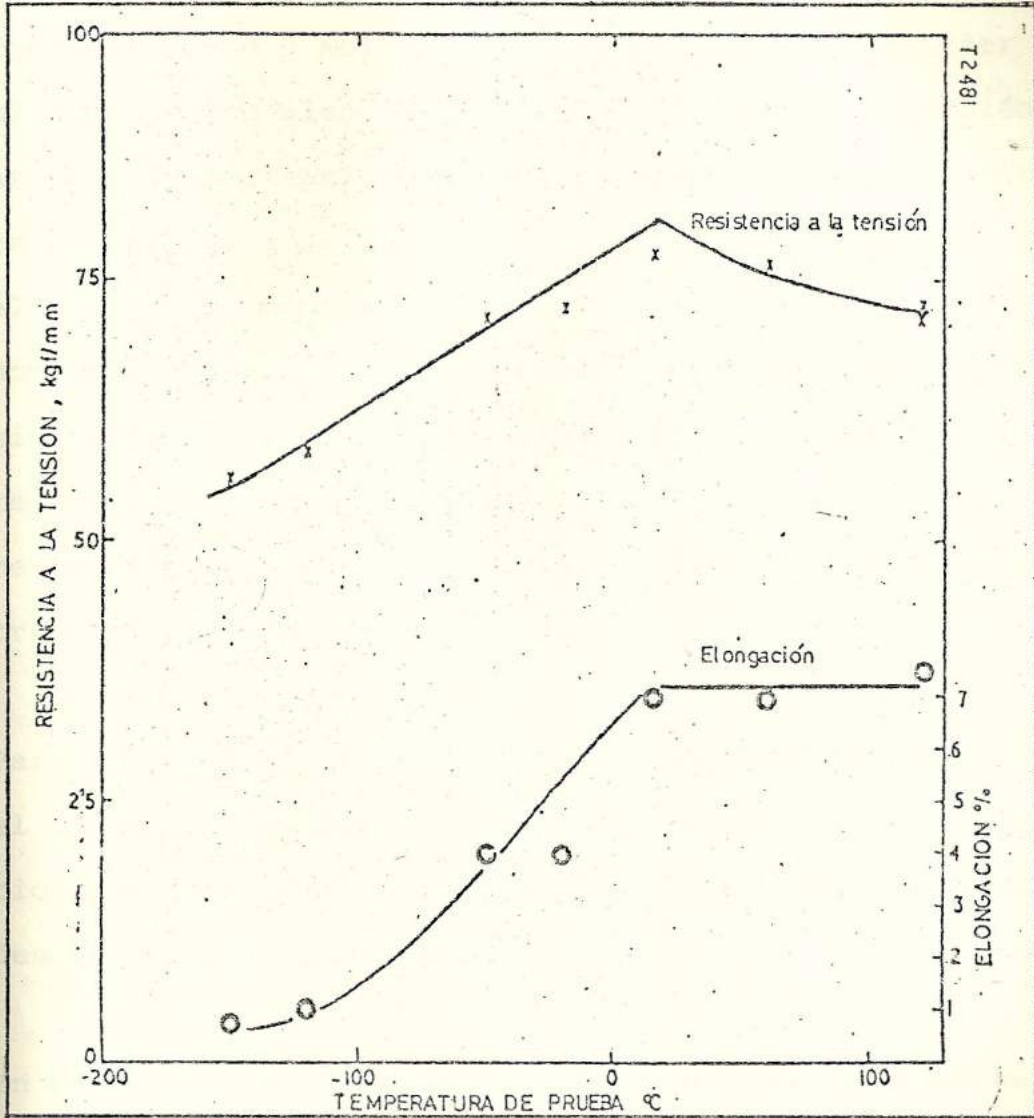


Fig. N^o 9.- Variación de Resistencia a la Tensión y Elongación con temperaturas de ensayo para Hierro S.G. de fundición con 1.5% de Si.

MANGANESO

Es un elemento proveedor y estabilizador de perlita. El porcentaje de Mn para Hierro S.G. ferrítico es de 0.2% má-

ximo y para grado perlítico es de 0.5% a 0.7% Mn.

Forma aleaciones de carburos pero no tan potentes como los forma el Cromo y Molibdeno y sin embargo, puede tener limitado uso como aleación adicional. Aleaciones también afectan la nucleación de perlita desde la austenita durante el enfriamiento. Por ej.: templabilidad. Entre estos elementos se encuentra el Mn al igual que el Ni y Mo, ellos son los únicos que en la cantidad que pueden ser añadidos sin dañar las propiedades mecánicas, tienen un significativo efecto sobre nucleación perlítica. Estos elementos aumentan la templabilidad perlítica, esto es debido a la estructura acicular a ser obtenida.

Para la producción de Hierro S.G. ferrítico de fundición el Mn debería estar en cantidades menores al 0.3%. En cambio para la producción de perlita, significantes cantidades de Mn son utilizadas.

En el proceso de Recocido, la presencia de Mn produce la eliminación de perlita mucho más dificultosamente y no excediéndose de 0.5%.

Manganeso presenta substancialmente sólida solubilidad en el Hierro BCC y en la solución de ferrita resistente.

El efecto del contenido de Mn y Ni y del enfriamiento desde la temperatura de austenización sobre las propieda-

des mecánicas son presentadas en las Figs. N^o 10 y N^o 11.

El efecto de aumentar el contenido de Mn sobre las propiedades mecánicas a la temperatura ambiente del Hierro S.G. perlítico de fundición son presentados en la Fig. N^o 12.

Incrementando progresivamente el Mn, baja la Resistencia al Impacto, mientras que tiene pequeño efecto sobre la Resistencia a la Tensión Dúctil/Frágil.

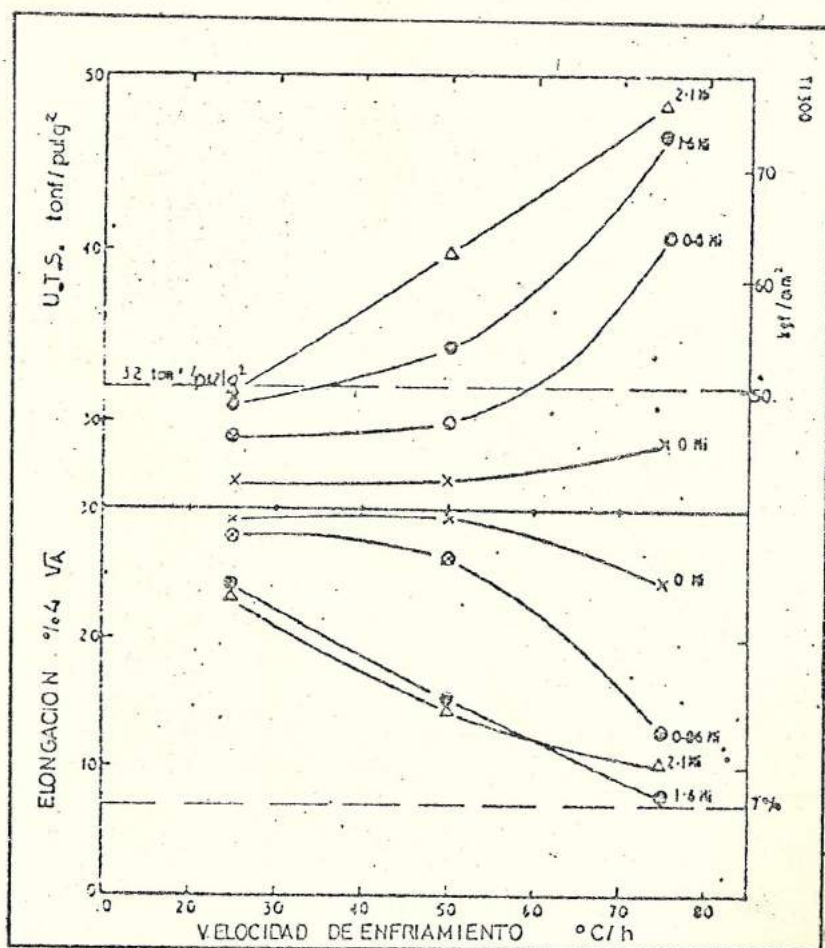


Fig. N^o 10.- El efecto de la velocidad de enfriamiento y contenido de Níquel sobre las propiedades del Hierro con 0.3 Mn.

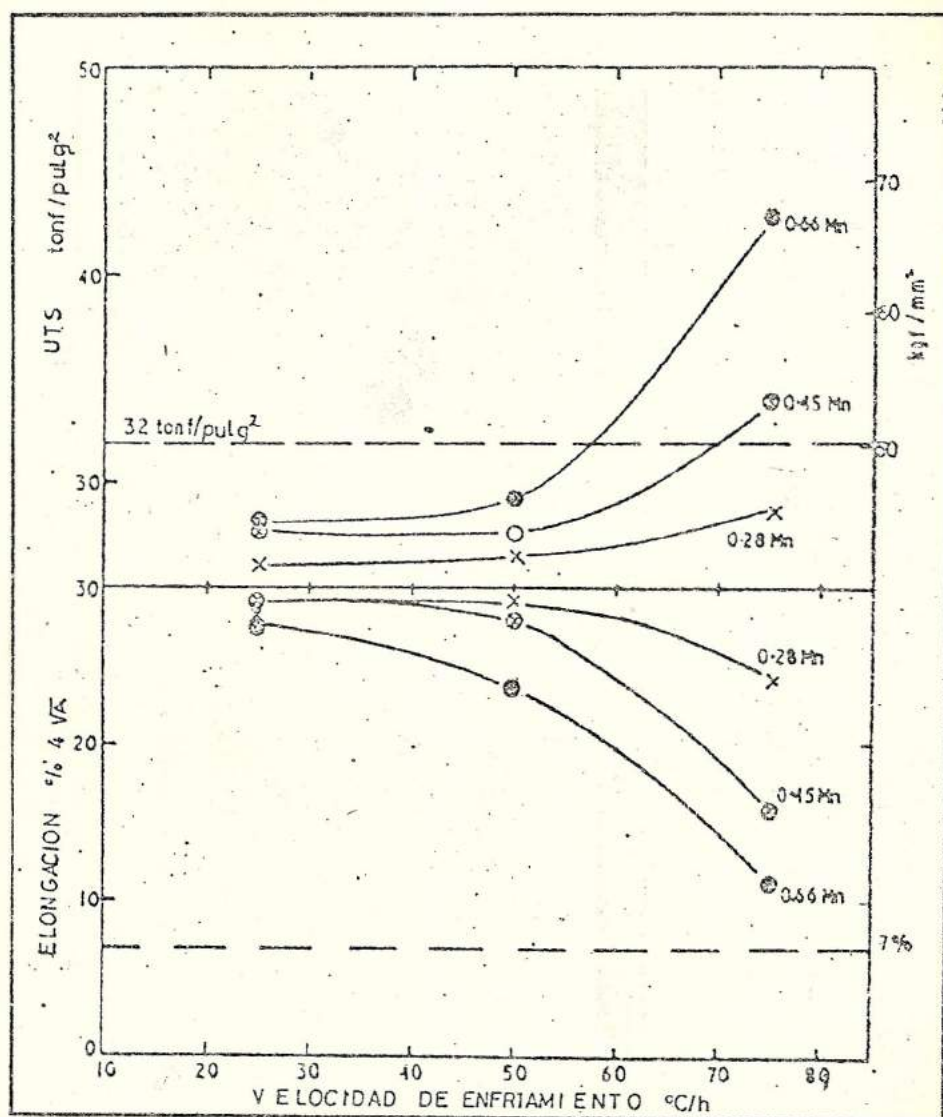


Fig. N^o 11.- El efecto de la velocidad de enfriamiento y el contenido de Mn sobre las propiedades del Hierro S.G. libre de Niquel.

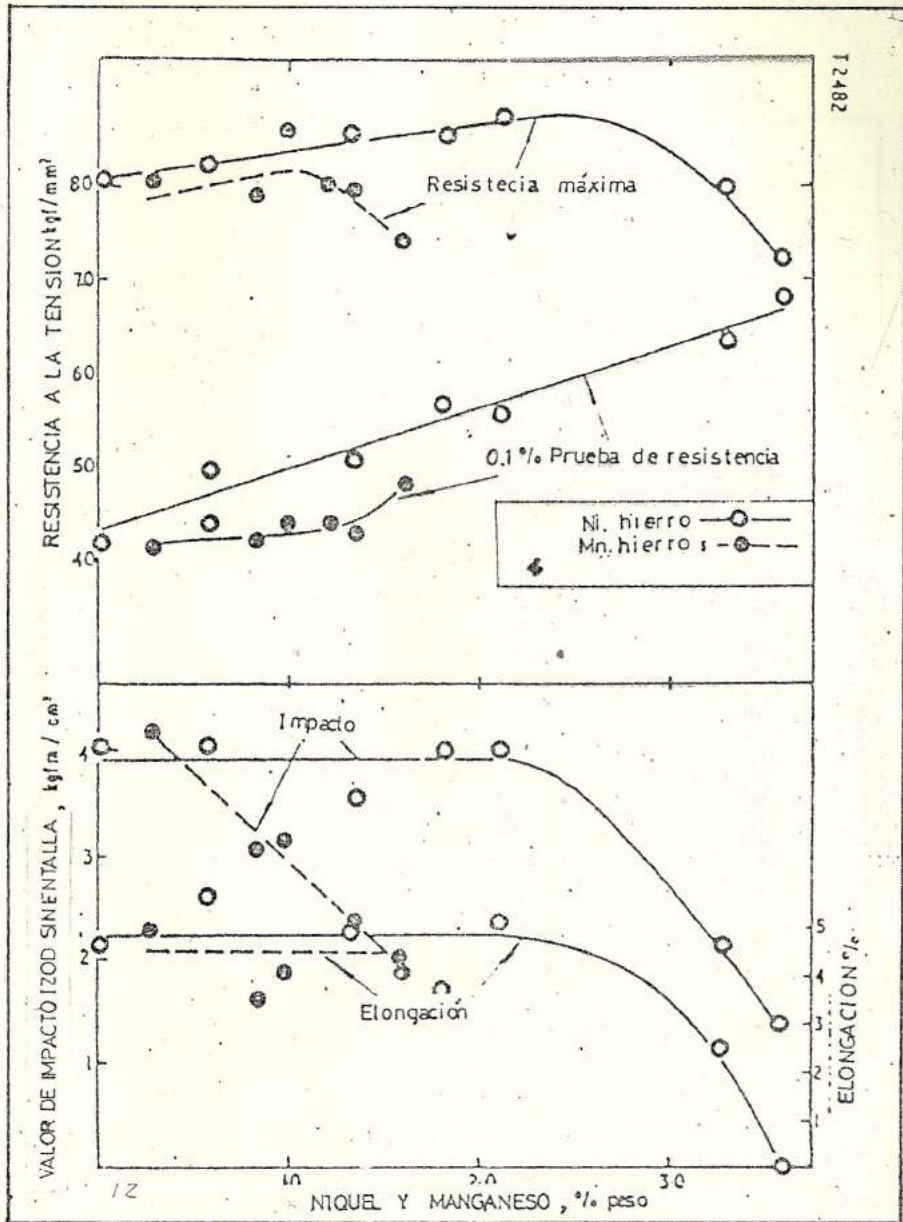


Fig. Nº 12.- Efecto del Ni y Mn sobre las propiedades mecánicas a la temperatura ambiente de un Hierro S.G. de fundición perlítico.

En el normalizado, el efecto del aumento del contenido de Mn sobre la temperatura ambiente, Propiedades de Impacto son presentadas en la Fig. Nº 13. Las propiedades de resistencia no son empeoradas significativamente, Ductilidad e Impacto caen desproporcionalmente sobre alrededor del 1% de Mn.

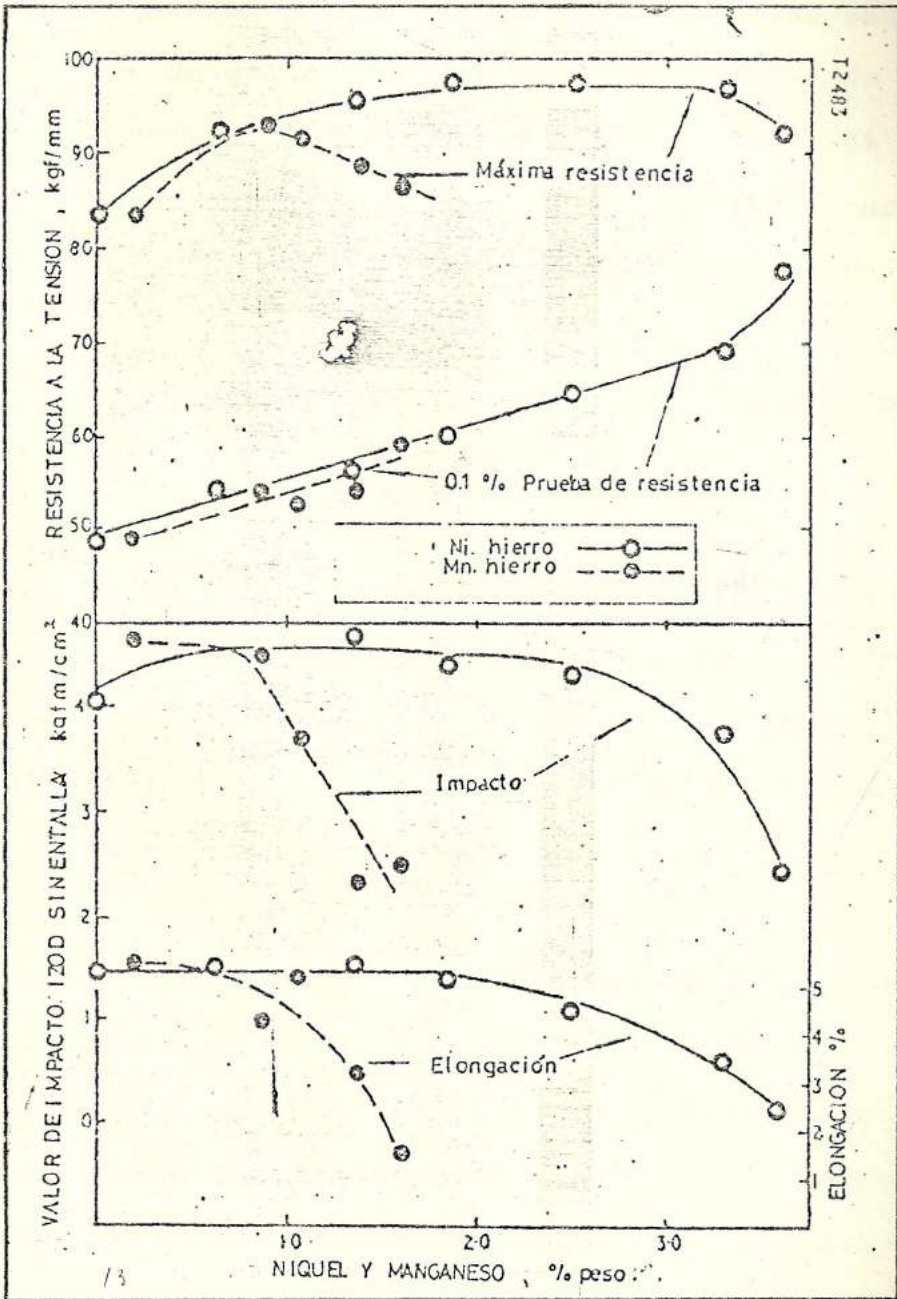


Fig. N° 13.- Efecto del Ni y Mn sobre las propiedades mecánicas a temperatura ambiente del hierro S.G. perlítico normalizado.

FOSFORO

Se encuentra presente en casi todos los Hierros, segrega en los bordes de grano. Uno de estos efectos es de estabilizar la perlita cercando áreas. Debajo de 0.10% P, este efecto no es extremo, aunque para la máxima tenacidad, fósforo bajo 0.05% es deseable. Sin embargo, sobre el 0.10% es más dificultoso descomponer los bordes de granos perlíticos, además lo quebradizo (frágil) causado por el intergranular fosfuro eutectoide.

Superando el 0.15% se mejora la colabilidad, como en los aceros este elemento disminuye las propiedades mecánicas de la fundición por lo que es conveniente un contenido inferior al 0.2% con porcentajes entre 0.02 y 0.15% se obtienen excelentes Hierros Dúctiles.

El Fósforo bajo porcentaje de 0.05 en combinación con el Silicio bajo el 2% eleva la Temperatura de Transición de Impacto, de 20 a 40°F. Fósforo sobre el 0.08% - 0.16% en combinación con Silicio sobre el 2.7% eleva la Temperatura de Transición de 100 a 150°F, cuando son enfriados bruscamente desde el rango quebradizo.

El Fósforo fortalece pero también hace frágil a la ferrita del hierro nodular en bruto de fusión. Los valores de la dureza aumentan con un incremento de Fósforo particularmente en la estructura del Hierro Nodular de Fundición.

Fósforo también es un retardador de la Grafitización Secundaria, como fue presentado en un estudio de este efecto en el Hierro Nodular. Sin embargo, la importante influencia, especialmente en la condición de temple y revenido, es la drástica bajada de la Resistencia de Impacto y la Ductilidad como el contenido de Fósforo aumenta. Esto debe ser tomado dentro de la cantidad en alguna composición de propiedades de diferentes nódulos. Doblando el Fósforo toma la mitad de la Elongación y Resistencia al Impacto.

AZUFRE

Generalmente, el contenido final de S en el Hierro Nodular es de 0.005% a 0.015% y siempre deberá estar bajo 0.02%.

El S en niveles bajos es un segmentador y esencial en el proceso. El S se combina con el Mg y forma Sulfuro de Mg estable.

Las materias primas que son empleadas para fundir se dictaminan en economía y calidad de acuerdo al bajo contenido de S. El Sulfuro de Mg es observado como una escoria al perjudicar la calidad y es una gran evidencia de un alto contenido de S significativo afecta la cantidad de Mg residual necesario para promover y mantener la esferoidización del grafito.

Cuando es tratado hierro base de alto contenido de S es

exceso de Mg es necesario para resistir una reversión a hierro de grafito laminar.

La razón para ésto es por inestabilidad del sulfuro de Mg en el hierro fundido. Este se oxida para formar óxido de Mg (MgO) y Silicato de Mg (Mg.Si.O3). La única manera de evitar la reversión si se tiene presente un elemento que forme un sulfuro estable. Los compuestos de Mg en este caso un sulfuro, reducirá la cantidad disponible de Mg para promover la formación de grafito esferoidal.

Una excelente modulación puede ser llevada a cabo con tan poco como 0.018% de magnesio retenido. Este alto grado de nodulización se encuentra en los hierros producidos de un horno de fundición altamente básico donde el hierro nodular sin tratamiento tiene un contenido de S que varía entre 0.008% a 0.010%.

1.5 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION

CROMO

Es uno de los elementos proveedores y estabilizadores de perlita, retardando la descomposición de ésta más allá del Tratamiento Térmico.

Forma también aleaciones de carburos, los cuales son difícilmente descompuestos por T.T. y sensibles a permane -

cer como una red frágil y este es un factor limitante para su uso en el Hierro gris como opuesto al hierro blanco.

Por ejemplo, el Cromo en un porcentaje de 0.26% forma carburos primarios que no pueden ser descompuestos después de 2 a 20 horas tratados a 1700°F (925°C), la estructura resultante después de la descomposición perlítica fue una matriz con solo 5% de elongación. Pequeño % de Cr, 0.05% puede doblar el tiempo de Recocido necesario para descomponer carburos. En todo caso cuando Hierros ferríticos tenaz es deseado, Cr residual debería ser limitado a 0.10%, preferentemente debajo de 0.05%.

Cromo aunque proveedor de perlita no puede ser usado porque ellos tienen a formar carburos, está limitado su uso 0.20%.

El cromo es ocasionalmente añadido para la resistencia al desgaste y para la dureza en las fundiciones de paredes gruesas.

Cromo aumenta la resistencia a la corrosión y a la oxidación en el hierro ductil austenítico.

El Silicio es empleado con el Cromo para aumentar a reducir los esfuerzos.

NIQUEL

Promovedor de perlita. Este puede ser añadido en cantidades sin dañar las propiedades mecánicas, pero tiene un significativo efecto sobre la nucleación perlítica, aumentando la templabilidad perlítica debido a la estructura acicular a ser obtenida.

Como la tendencia del Níquel a proveer perlita es leve, éste puede ser utilizado en Hierros S.G. con niveles de 2% de Silicio, para la obtención de Hierros S.G. ferríticos de fundición, en cantidades superiores al 1.5%. Niveles mayores de Níquel ayudan a la formación de Hierros S.G. con matriz ferríticas-perlíticas. Puesto que el Níquel tiene pequeño efecto sobre la estabilización de perlita éste puede estar presente en cantidades sobre el 2.5% del límite superior existiendo deformación permanente por estos efectos sobre las propiedades mecánicas preferentemente que sobre las estructuras.

En el Normalizado, elementos como Níquel son utilizados para proveer perlita.

De la mayor solución sólida endurecedora de soluciones Níquel es considerado.

El efecto del contenido de Níquel sobre la temperatura ambiente, propiedades de tensión e impacto y rangos de

temperaturas de transición de impacto de hierros teniendo varios contenidos de Silicio es presentado en la Fig. N^o 14 y N^o 15. La adición progresiva de Níquel dirige a un aumento lineal de la tensión, prueba de resistencia y valores de dureza con el correspondiente decrecimiento en los valores de Elongación e Impacto. Generalmente, el Níquel ligeramente eleva el rango de Temperatura de Transición de Impacto exceptuando para el bajo (1.0 y 1.5%) hierro Silicio cuando a pesar de un aumento del nivel de Resistencia, el rango de Temperatura de Transición permanece el mismo.

Los efectos de la velocidad de enfriamiento y contenidos de níquel sobre las propiedades mecánicas es presentado en la Fig. N^o 10 en hierros S.G. conteniendo 0.3% de Mn.

El camino en el cual propiedades específicas pueden ser encontradas por el control de Níquel y velocidad de enfriamiento pueden ser fácilmente apreciables.

Efectos del aumento del Níquel sobre las propiedades mecánicas a la Temperatura Ambiente del Hierro S.G. perlítico de fundición son presentadas en la Fig. N^o 12. Beneficios resultan desde adiciones de Níquel superior al 2% aproximadamente.

El efecto del aumento del níquel sobre la Temperatura ambiente, Propiedades de Impacto son presentadas en la Fig.

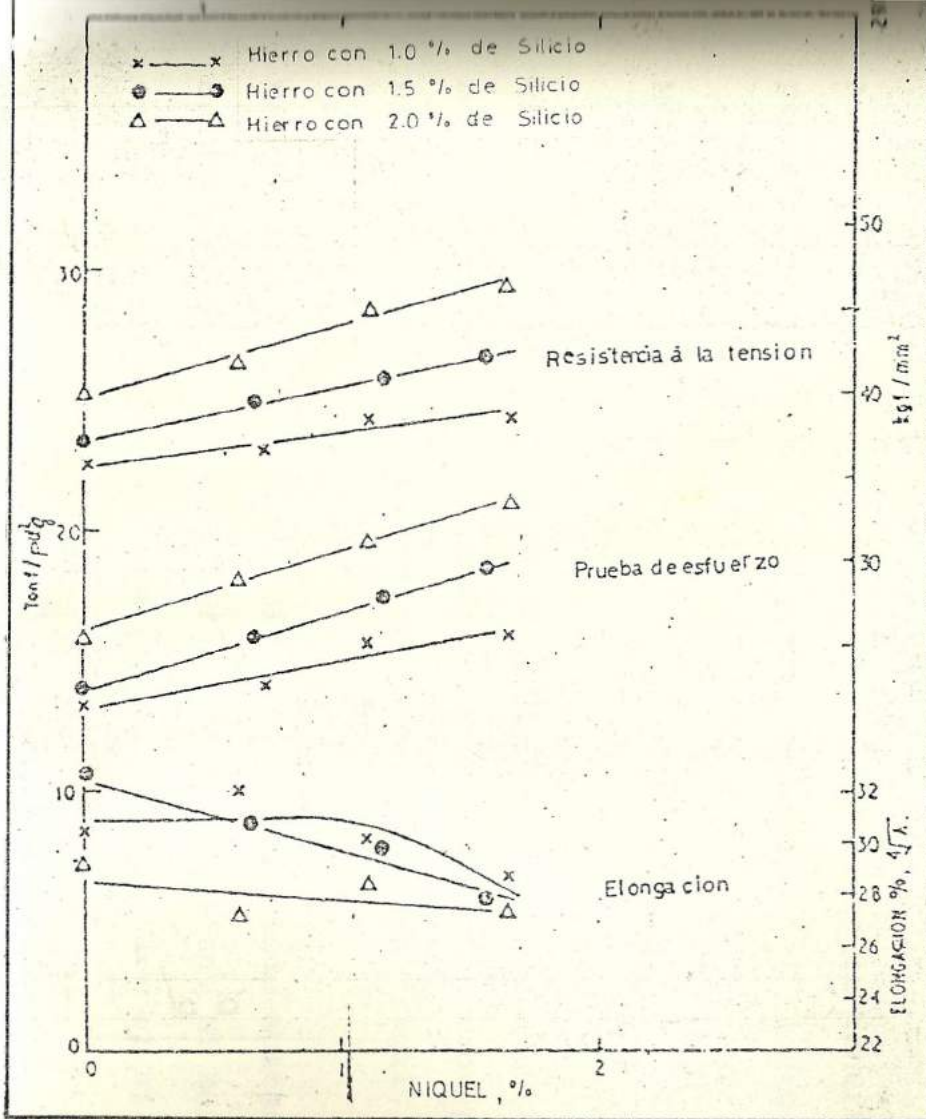


Fig. N° 14. Propiedades de Tensión de Hierro altamente puro.

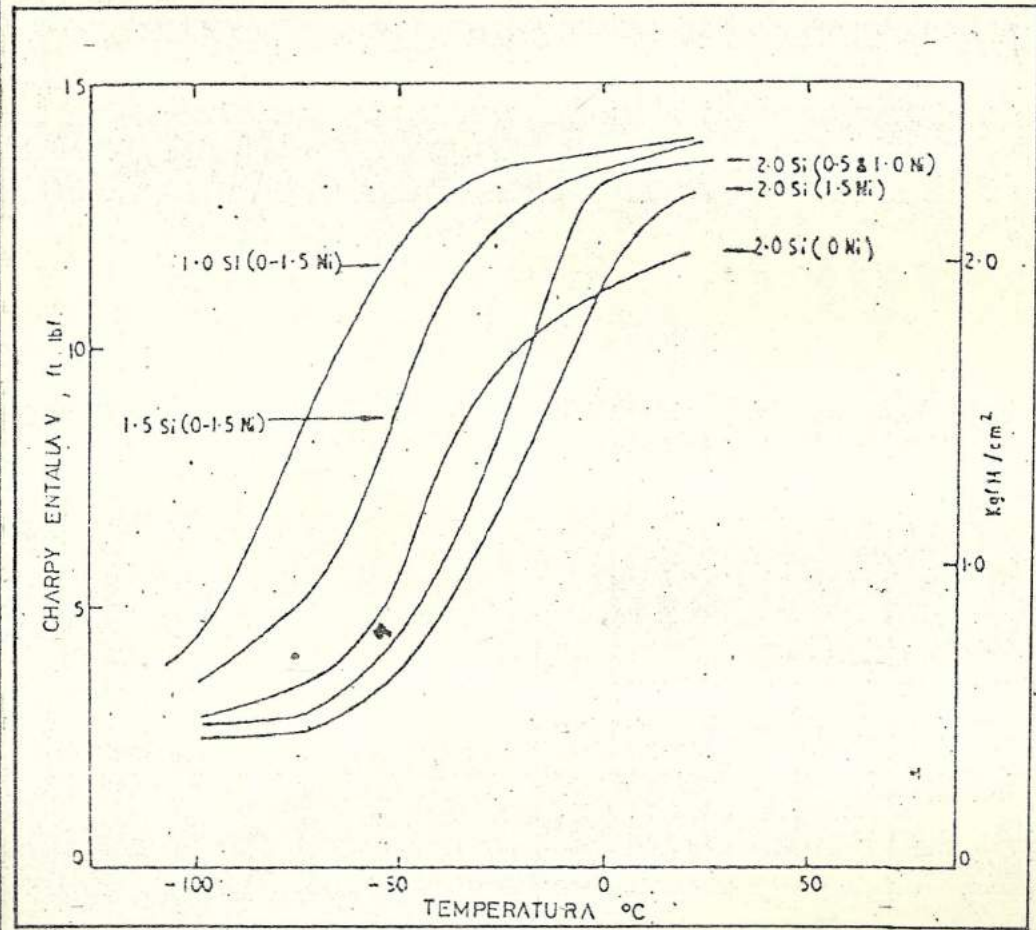


Fig. N° 15.- Efecto de Si y Ni sobre las propiedades de Impacto de Hierro altamente puro.

Nº 13.

La tolerancia para el Ni es elevada a 2.5% sobre la cual las propiedades de Impacto son empeoradas, (en el normalizado).

Hierro Nodular perlítico tiene alta resistencia pero relativamente alto rango de Temperatura de Transición de Impacto. Similar resistencia a la tensión puede ser obtenida desde hierros contenido pequeño Níquel 0.8% por temple en líquido dando una matriz martensítica y revenido. El tratamiento de temple y revenido da un marcado efecto sobre el rango de Temperatura de Transición Dúctil/Frágil y para estos hierros así tratados exhiben baja Temperatura de Transición de Impacto.

Adición de Ni como elemento endurecedor tiene en general pequeño efecto sobre la Resistencia máxima del Hierro.

MOLIBDENO

Proveedor y estabilizador de perlita. Es un elemento formador de carburos que son difícilmente descompuestos por el T.T. y sensibles a permanecen como una red frágil.

Molibdeno afecta la nucleación de perlita desde austenita durante el enfriamiento, por ej. templabilidad. El Mo necesita ser considerado, puesto que al igual que el Ni y Mn

son los únicos que en la cantidad que pueden ser añadidos sin dañar las propiedades mecánicas, tienen significativo efecto sobre la nucleación perlítica. Estos elementos aumentan la templabilidad perlítica, esto es debido a la estructura acicular a ser obtenida.

Mo tiene efecto más pronunciado, como en el caso del acero bajo en aleación, y esto es porque éste tiene marcado efecto y puede ser usado en este contexto a pesar de las limitaciones fijadas superior de máximo contenido permisible debido a esta fuerte tendencia de formar carburos.

Mo aunque proveedor de perlita no puede ser usado por su tendencia a formar carburos y su uso será limitado de 0.5%.

Para hierros S.G. ferríticos de fundición, Mo no debe estar presente.

En el proceso de Normalizado Mo es utilizado.

Se lo utiliza como elemento endurecedor y tiene pequeño efecto sobre la resistencia máxima del Hierro, pero puede producir moderado aumento en la prueba de resistencia. Mn sobre el 1% del Mo sin embargo, resulta en muy baja tensión.

COBRE

El contenido del Cobre en el Hierro Dúctil es:

- a) En bruto de fundición de Hierro Dúctil ferrítico un máximo de 0.30% Cu o menos.
- b) De 0.30% a 0.50% Cu en el Hierro Dúctil perlítico
- c) Como un reemplazo práctico de Níquel en el Hierro Dúctil acicular o austenítico.

Proveedor y estabilizador de perlita, retardando su descomposición más allá del T.T.

Por ser formador y estabilizador de perlita, para la obtención de Hierro S.G. ferrítico de fundición, éste debe estar en pequeñas cantidades.

El Cobre tiene limitado su lado provechoso por tener un lado dañino, desde cantidades superior al 1%, tiene un dañino efecto sobre la estructura esferoidal.

Con las limitaciones impuestas se lo utiliza para remover rastros de ferrita.

Cobre en cantidades máximas de 0.7%, así como previniendo

la formación de una estructura completamente ferrítica en el ciclo normal de Recocido, resulta con una apariencia sobre la microestructura de Cobre metálico.

El Cobre como elemento endurecedor, tampoco eleva progresivamente la Resistencia a la Tensión, pero sólo adiciones permitidas resultan en el descenso en la Resistencia.

Tiene pequeño efecto sobre el rango de temperatura de Transición Dúctil/Frágil del Hierro S.G. perlítico y puede sin embargo ser usado con la ventaja de ser una solución sólida de elemento endurecedor. Sin embargo, valores de elongación son reducidos significativamente y esos límites de cantidades de Cu pueden ser adicionados. El límite máximo razonable sería el 1% del Cu. Sobre el 1% de Cu es un estabilizador de carburos.

1.6 CARACTERISTICAS DE LA TEMPLABILIDAD DE LOS HIERROS NODULARES.

En 1950, un estudio de Tratamientos Térmicos de dos Hierros Dúctiles fueron reportados. Un estándar de muestras Joiminy temple en el extremo fueron incluidos. El máximo endurecimiento obtenido fue alrededor de 57 Rc. Esto agregado a otras investigaciones, donde un máximo de dureza de 56 a 58 Rc han sido obtenidas, como temple sobre un largo número de Hierros Dúctiles diferentes.

Los resultados finales de Jominy temple en el extremo reportaron que los dos hierros dúctiles tienen buena Templabilidad. Esto sería expectado desde el relativo alto contenido de Silicio.

Severidad de Temple es presentado en la Tabla II en valores de Grossman's H. El más alto valor H, en el rápido temple. Geometría de la parte generalmente dicta el medio de temple por los esfuerzos inducidos por la descomposición térmica durante el temple. Valores H. Grossman's son basados sobre el diámetro de la barra redonda de acero así puede ser mitad martensita al centro después del temple específico. Los valores son usados como una medida de Templabilidad.

La influencia de la Temperatura de Austenización sobre la dureza de cubos de Hierro Ductil (13 mm.) 1/2" templados en agua son presentados en la Fig. N^o 16. Estos datos presentan que el más alto rango de dureza de (55 a 57 HRC) fue obtenido con una temperatura de austenización entre 845 y 870°C (1550 a 1600°F). Muestras templadas es de 025°C (1700°F) contienen bastante austenita retenida con una baja en la dureza de 47 HRC.

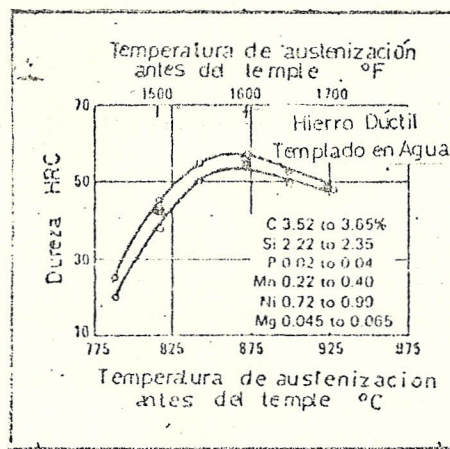
Tiempos a temperaturas de austenización también son importantes para la obtención de una dureza completa durante el temple. Esto fue indicado en ensayos de cubos de H.D. más allá de 13 mm (1/2"), ambos cubos de fundición original y

TABLA II

COMPARACION DE MEDIOS DE TEMPLE AL AGUA (a)

TIPO DE CIRCULACION	AIRE	ACEITE	AGUA	SALMUERA
No circulación del líquido o agitación de la pieza	0.02	0.25-0.30	0.19-1.0	2.0
Circulación suave		0.30-0.35	1.0 -1.1	2.0-2.2
Circulación moderada		0.35-0.40	1.2-1.3	---
Buena circulación		0.40-0.50	1.4-1.5	---
Circulación fuerte		0.50-0.80	1.6-2.0	---
Circulación violenta		0.80-1.10	4.0	5.0

(a) A 15°C (65°F)



Cada valor representa el promedio de tres durezas leídas. Muestras (13 mm ó 1/2 Pulg. cubos de) fueron calentadas en aire por 1 hora y templadas en agua.

Fig. N^o 16.- Influencia de la Temperatura de Austenización sobre la Dureza del Hierro Dúctil.

de fundición recocida fueron calentados en sal a 870°C (160°F) y templados en agua. Estos cubos fueron calentados un total de 2 min. contenido 30 a 35% de ferrita en la microestructura y desarrollando una dureza de 32 a 45 HRC. Después de 4 minutos de calentamiento, contenían 12 a 15% de ferrita y la dureza variaba desde 44 a 51 HRC. Cuando los cubos fueron calentados por un total de 10 min. o más la microestructura no contenía ferrita, y la dureza máxima de 53 a 57 HRC fue desarrollada.

Con este rango normal, el contenido total de Carbono y Silicio tienen una mínima influencia sobre la Templabilidad. La combinación de carbón contenido en la matriz depende sobre la Temperatura de Austenización, Manganeso tiene una moderada influencia. El efecto de variadas cantidades de Carbón, Silicio y Manganeso sobre la Templabilidad del Hierro Dúctil son presentados en la Fig. N° 17.

Una ancha variedad de Templabilidad puede ser obtenida por la adición de elementos aleantes uno u otro o en combinación. El efecto del Ni y Mo sobre las curvas de Jominy fin de temple para hierros Dúctiles son presentados en la Fig. N° 18.

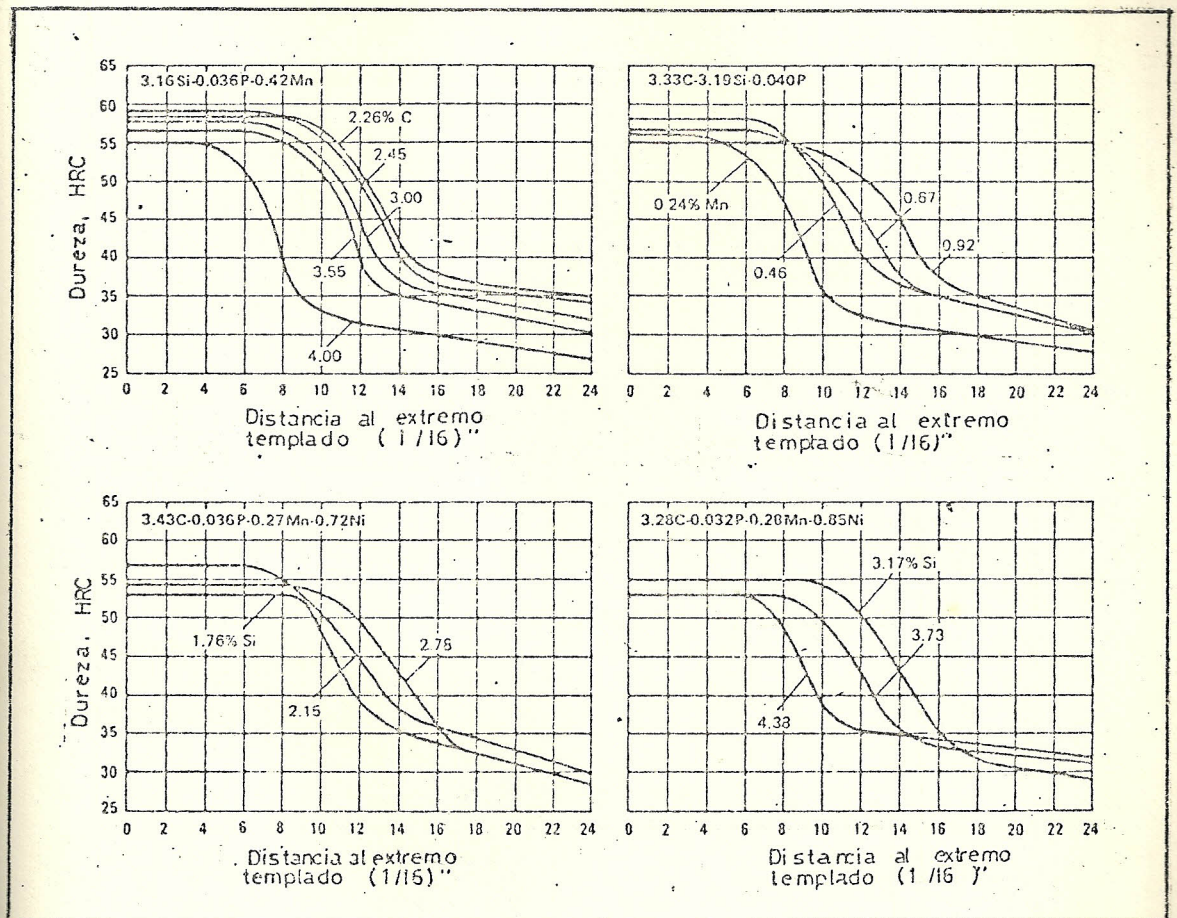


Fig. N^o 17.- Efecto de la Variación de la cantidad de Carbon, Silicio y Manganeso sobre la Templabilidad del Hierro Dúctil.

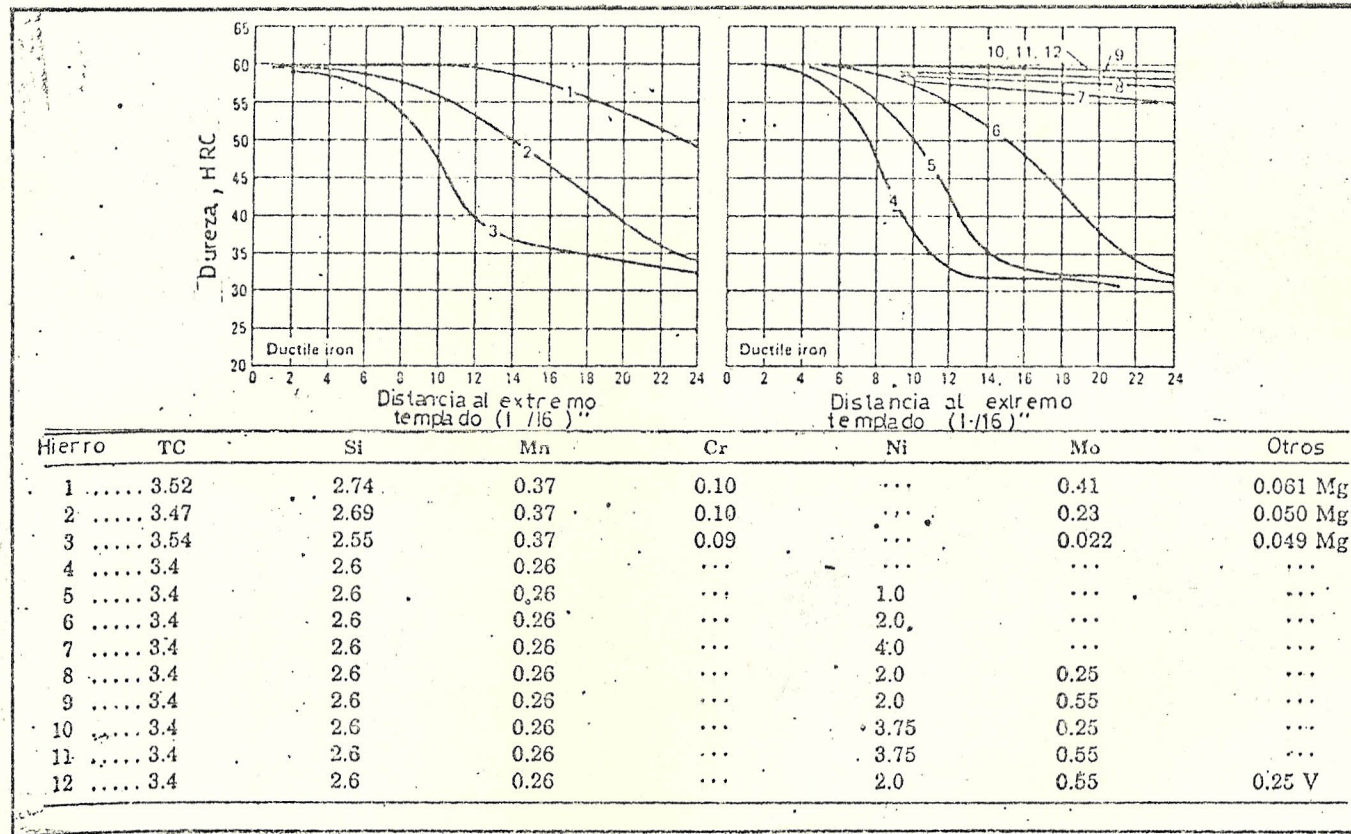


Fig. N^o 18.- Efecto de elementos aleantes sobre la Templabilidad final del Temple de Hierros Dúctiles.

1.7 CURVAS T.T.T. Y DE ENFRIAMIENTO CONTINUO

La cinética de la transformación isotérmica, aunque muy importante para el Hierro Dúctil de grado industrial, ha sido poco estudiada a la fecha. En pasados años, investigadores Rusos han intentado la construcción de curvas Tiempo-Temperatura-Transformación para estructuras isotérmicas desarrolladas en Hierro Dúctil. Estas curvas, sin embargo, no revelan alguna información observando la influencia de elementos aleantes, post-inoculación y otras variables las cuales son frecuentemente encontradas en las actuales prácticas de fundición. Así ésto es una necesidad para una extensiva investigación de las curvas de Transformación Isotérmica para la descomposición de la cementita en Hierro Dúctil.

Se ha estudiado la descomposición de la cementita durante la Transformación Isotérmica en el Hierro Dúctil. Influencia de elementos aleantes Si, Mn, Cu y Cr, sobre la velocidad de la disociación de la cementita han sido investigados en orden para evitar carburo residual en la estructura final.

Puesto que la presencia de carburos baja la maquinabilidad y ductilidad en Hierros Dúctiles, la Curva de Transformación Isotérmica para la descomposición de perlita pudo ser de gran valor práctico.

Más tarde es posible a establecer una correlación estructural entre la composición y espesores de sección de Hierro Dúctil por superposición de Curvas de Enfriamiento Continuo.

Los resultados de estudios en este aspecto son sumarizados en las Curvas de Transformación Isotérmicas las cuales son determinadas por observaciones a grandes números de muestras a una serie de temperaturas.

El tiempo para la completa reacción de disociación de la cementita es basado sobre la estructura en la cual solo una huella de cantidad de cementita está presente. Influencia de elementos aleantes es ilustrado por curvas (I-T) de Transformación Isotérmicas trazados de hierro dúctil los cuales aumentando el contenido de aleación sobre el mismo gráfico.

Figura N° 19 representa la curva I-T de la fundición conteniendo 3.70% C, 1.95% Si, y 0.84 % Mn. Puede ser visto en esta figura que la disociación de cementita toma espacio en pequeños tiempos a temperaturas alrededor de 980°C (1796°F). La rapidez de reacción isotérmica es elevada arriba o disminuyendo abajo de 980°C (1796°F).

Cuando la fundición es templada abajo de la temperatura 1128°C (2062°F), justo debajo del eutéctico, grafito nodular ha precipitado probablemente en el estado líquido de

presión la área cercado de carbono lo cual inicia la precipitación de austenita alrededor del grafito. La cementita y grafito, los cuales son formados durante el proceso de solidificación no cambian sobre el templado en agua, la austenita, sin embargo, es parcialmente transformada a martensita.

Transformación para largos períodos es acompañada por solución de cementita en austenita y precipitación de carbono sobre el existente grafito esferoidal. Así, pues la cantidad de ledeburita en la estructura decrece con el aumento de retención de tiempo. Debido a la descomposición de cementita, un gradiente de concentración de carbono es llevado dentro de la austenita con la concentración de carbono siendo la más alta al finalizar la cementita y la más baja adyacente al grafito esferoidal. Este resulta en una distribución no uniforme de agujas de martensita en la estructura de temple. Finas agujas de martensita son formadas al agotamiento de carbón interfase austenita/grafito y placas de amrtensita gruesa son formadas en la relativamente alta matriz de carbón fuera desde los nódulos de grafito. Agujas de martensita formadas en la interfase austenita/grafito no son afiladas, en lugar de ello tienen una apariencia angular. A 1128°C (2062°F) la disociación de cementita es completada después de 180 min. Después de esta prolongada retención isotérmica, la estructura consiste de grafito, austenita y martensita distribuida uniformemente. En suma, considerable crecimiento de nódulos de grafi-

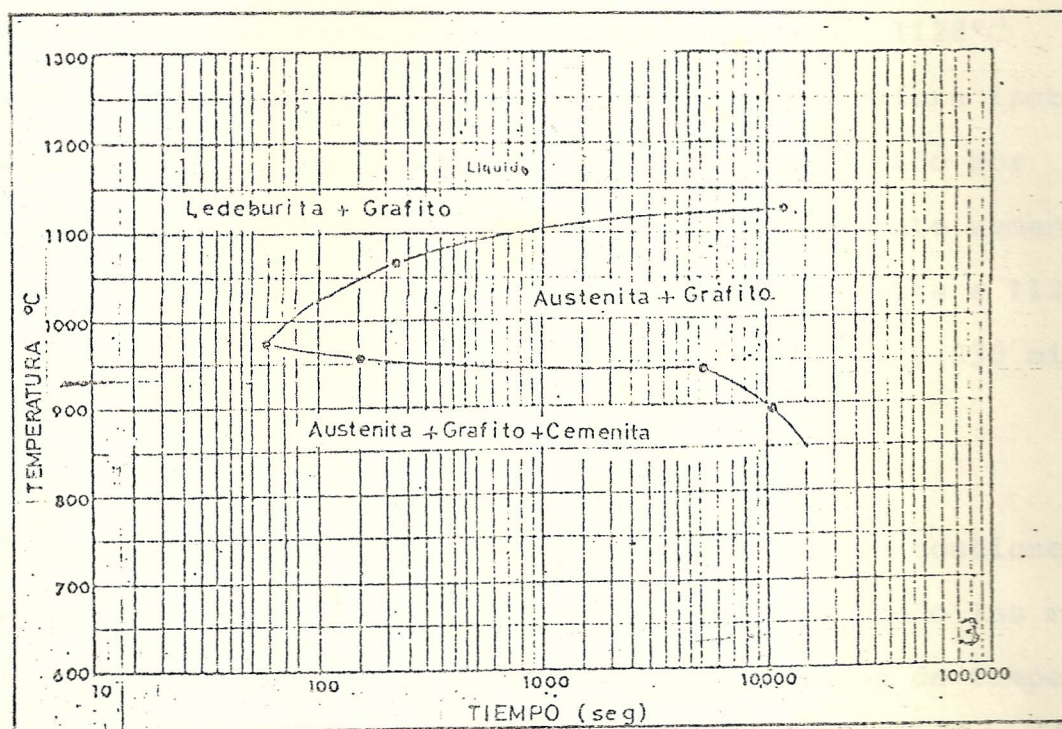


Fig. Nº 19.- Curva T.T.T. para descomposición de la Cementita en Hierro Dúctil (3.70% C, 1.95% Si, 0.03% Mg, 0.84% Mn, 0.03% S).

to han tomado lugar por difusión del carbón desde ledeburita cementita.

Muestras fueron retenidas a 980°C (1796°F) por 15 a 60 seg. respectivamente y entonces templadas en agua. Las muestras, las cuales fueron retenidas por sólo 15 seg. consisten de unos pocos nódulos de grafitos en la matriz de ledeburita, considerando la muestra mantenida a 60 seg. consiste de gran número de nódulos de grafito en la matriz de fina martensita reteniendo austenita. Puesto que la solubilidad del carbono en la austenita decrece con la temperatura, la microestructura de la muestra templada desde 980°C (1796°F) después de 60

seg. presentó sólo pequeñas áreas de austenita retenida en comparación a las muestras templadas desde 1128°C (2062°F) después de 2 min. Bajando la temperatura isotérmica debajo de 980°C (1796°F) el tiempo requerido por la cementita para descomponerse es considerablemente aumentado. Los tiempos para descomposición de cementita a 1128, 980, y 845°C (2062, 1796 y 1553°F) son 180, 1, y 230 minutos, respectivamente.

A temperatura de 1128°C (2062°F) la estructura contiene pocos pero grandes grafitos esferoidales. Cuando las muestras son isotérmicamente tratadas a los rangos de temperaturas (980°C a 845°C, 1796 a 1553°F), el nódulo fue pequeño en tamaño y grande en número.

Aparte del número y tamaño del nódulo de grafito, la forma del grafito también cambia con la baja de temperatura. En un rango de temperaturas 1128 a 980°C (2062 a 1796°F) la forma esférica es bien mantenida pero a bajas temperaturas alrededor de 845°C (1553°F) la forma del grafito no es exactamente esferoidal.

Efectos de Si, Mn, Cr y Cu fueron investigados. Silicio es un fuerte grafitizador y es esperado a acelerar la velocidad de descomposición de la cementita. Sobre los otros Mn y Cr estabilizan carburos, por ésto retardando la disociación de

cementita en el Hierro Dúctil. Si la fuerza de grafitización del Si es tomado como 1.0, la correspondiente potencia de grafitización del Cu puede ser aproximadamente 0.25. Así Cu no tiene algún influente significado sobre la disociación de carburos. El efecto de cada elemento aleante es presentado por una serie de curvas de Transformación Isotérmicas en lo siguiente.

EFECTO DEL SILICIO.- Adición de Si aumenta la rapidez de descomposición de cementita y de este modo cambia la curva I-T al lado izquierdo, Fig. N^o 20. A temperaturas alrededor de 980°C (1796°F), la cementita es completamente descompuesta en 38 seg. cuando el contenido de Silicio es 4.10%, La descomposición de cementita en la aleación 3.48% C, 4.10% Si, 0.74% Mn, 0,044% Cu, 0,047% Cr es considerablemente acelerada a temperaturas arriba y abajo de 980°C (1796°F).

EFECTO DEL MANGANESO.- La reacción de descomposición de perlita es considerablemente retardada con el aumento del contenido de Mn en la aleación como puede ser visto en la Fig. N^o 21. Aumentando el contenido del Mn desde 0.84 a 1.62 desplaza o cambia la curva I-T a la derecha y la curva se mueve más allá a la derecha como el contenido de Mn es aumentado a 2.05%. En adición a estabilizar cementita, Mn también estabiliza austenita.

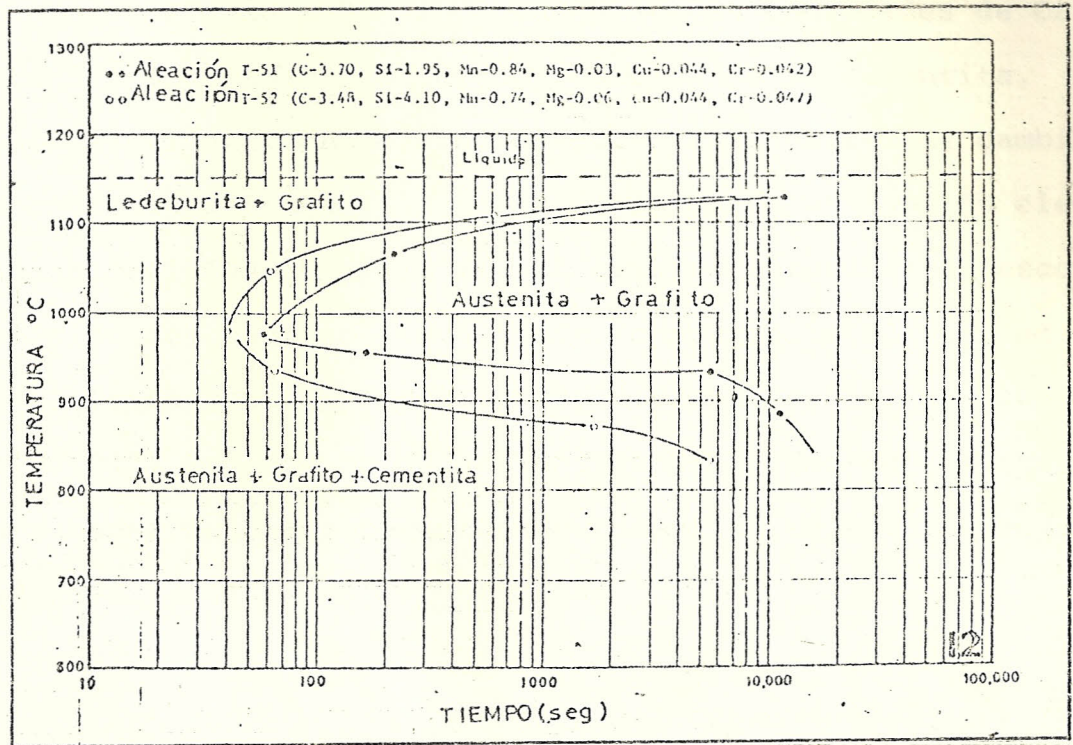


Fig. Nº 20.- Influencia del Si sobre la curva T.T.T. para la descomposición de la cementita en el Hierro Dúctil.

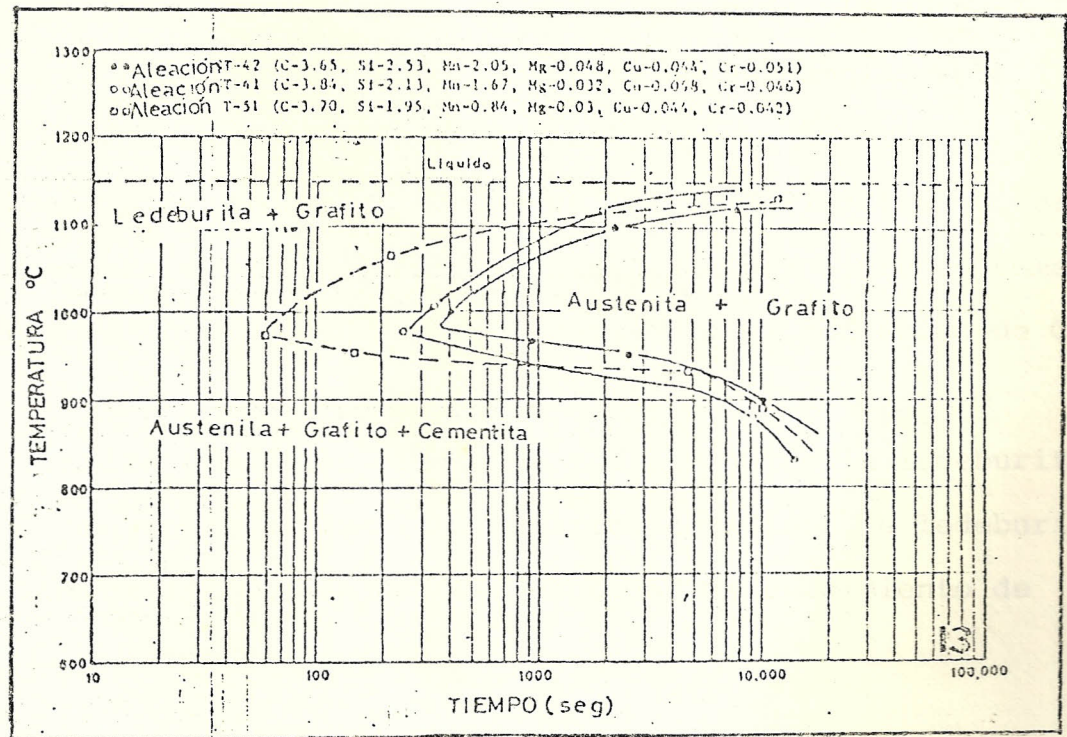


Fig. Nº 21.- Influencia del Mn sobre la curva T.T.T. para la descomposición de la cementita en el Hierro Dúctil.

EFECTO DEL CROMO.- Presencia de pequeñas cantidades de Cr retardan severamente la descomposición de la cementita, como es evidente en la Fig. N^o 22. La curva I-T es cambiada hacia la derecha y la nariz de la curva es también elevada a casi 1045°C (1913°F). A esta temperatura la descomposición del carburo con 6.5 min. comparada a 45 seg. en la aleación conteniendo 3.67 C, 3.02 Si, 0.85% Mn; 0.06% Cu, 0.045% Cr, con mala cantidad de Cr. Como se observa, la rapidez de descomposición de cementita es también retardada a altas y bajas temperaturas.

EFECTO DEL COBRE.- La influencia del Cu sobre la curva I-T para aleaciones conteniendo 1.07% y 2.13% respectivamente presentados en la Fig. N^o 23. Puesto que el Cu es un suave grafitizador al estado de solidificación, la curva I-T para la descomposición de cementita no es cambiada por altas adiciones de Cu. Distinto al Si y Mn, Cu eleva la nariz en la curva I-T alrededor de 1080°C (1976°C) a la cual la temperatura la estructura llegará a ser libre de cementita con 70 a 80 seg. dependiendo sobre el contenido de Cu.

Cu también ejerce un efecto de refinar sobre la ledeburita así como sobre el grafito. Aparte de refinar la ledeburita eutectoide, Cu reduce la velocidad de crecimiento de grafito esferoidal.

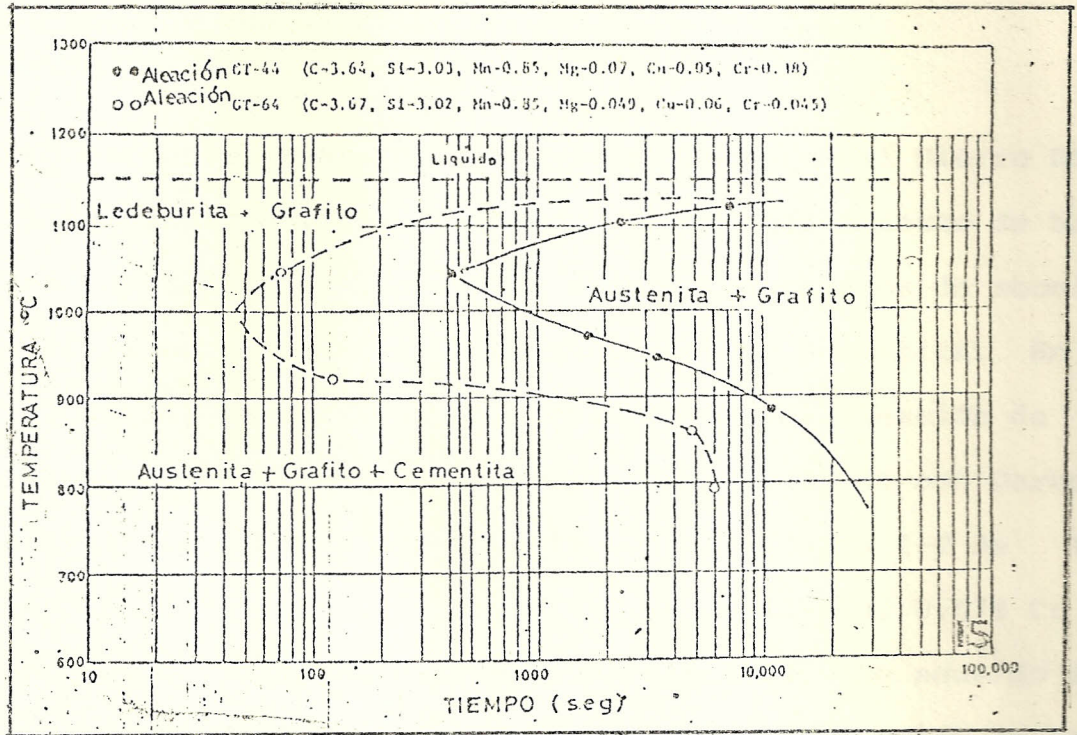


Fig. Nº 22.- Influencia del Cr sobre la curva T.T.T. para la descomposición de la cementita en el Hierro Dúctil.

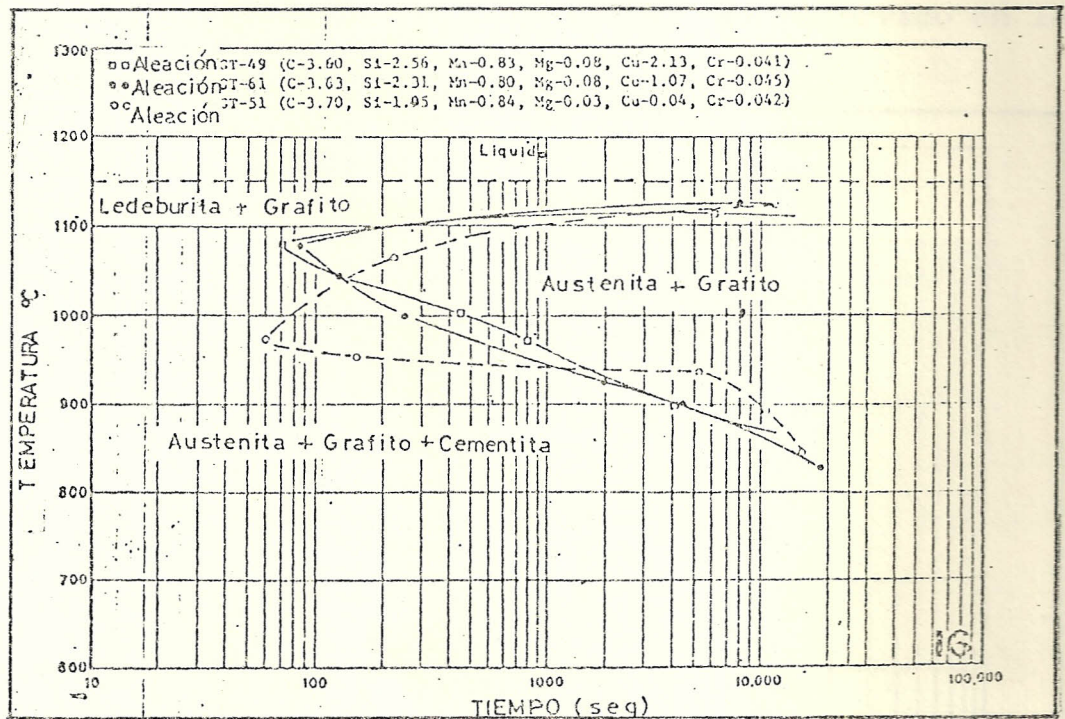


Fig. Nº 23.- Influencia del Cr sobre la curva T.T.T. para la descomposición de la cementita en el Hierro Dúctil.

CORRELACION ENTRE LA CURVA DE TRANSFORMACION ISOTERMICA Y LA CURVA DE ENFRIAMIENTO.

Esto es posible para predecir la estructura del Hierro Dúctil por superposición de las curvas de enfriamiento de barras de fundición en arena de diferentes tamaños de sección sobre la curva I-T para descomposición de cementita. En la Fig. N^o 24, la curva de Enfriamiento de una aleación de 3.7% C, 2.37% Si, 0.69% Mn, 0.11% Cu, 0.073% Cr con Carbono equivalente 4.50 es superpuesta sobre la curva I-T de la aleación 3.85% C, 2.25% Si, 0.69% Mn, 0.13% Cu, 0.07% Cr con casi el mismo Carbono Equivalente 4.60. De acuerdo a la Fig. N^o 24 la curva de Enfriamiento para sección de tamaño 1/8 x 3/4 pulg. no corta la nariz de la curva I-T y por eso algún carburo residual podría ser observado en la estructura.

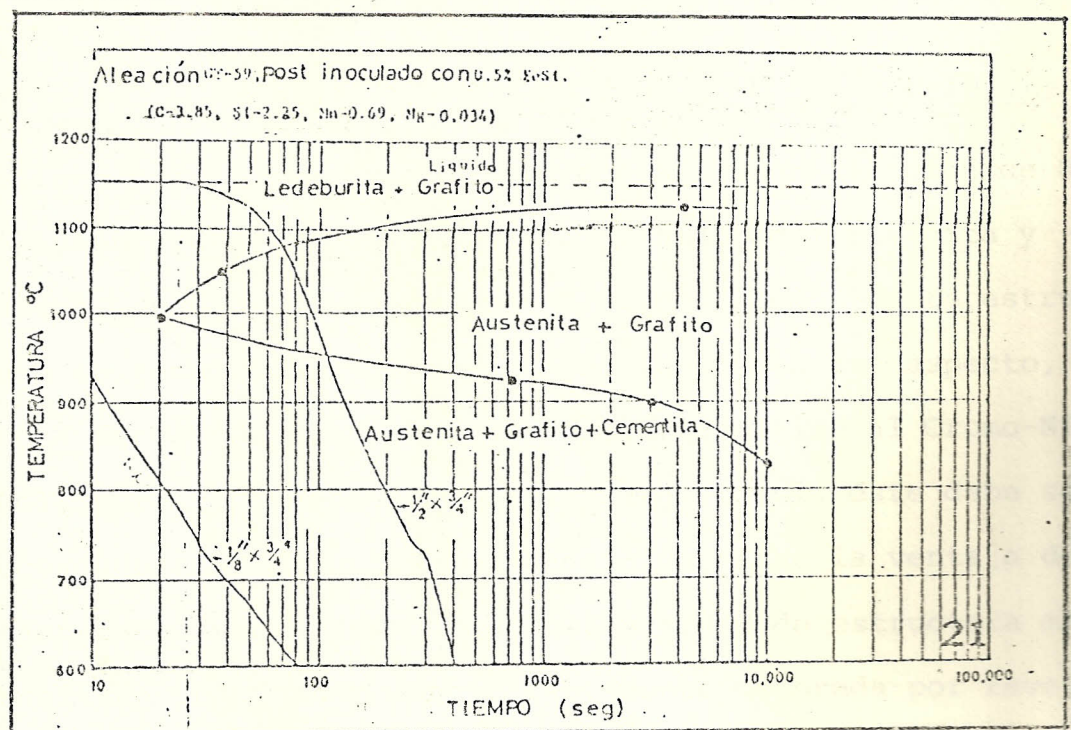


Fig. N^o 24.- Correlación entre las Curvas de Enfriamiento y las Curvas T.T.T.

1.8 APLICACIONES ESPECIFICAS

Fundición de Hierro S.G. bainítico y martensítico tienen dos aplicaciones importantes. Estas fundiciones teniendo una predominante matriz bainítica son principalmente usadas para partes de máquina de alto rendimiento. La resistencia al desgaste de estructura bainítica es completamente similar a ésta de muy fina perlita o sorbita, así que el uso del Hierro S.G. bainítico sobre el suelo (por ej.: en aplicaciones que envuelven abrasión) puede ser sólo limitada su extensión. Especial atención, sin embargo, sería a la excelente resistencia al desgaste del Hierro S.G. bainítico de bajo esfuerzo de rodamiento y de fresa, metal a metal. En tales condiciones éste tiene larga vida comparado con materiales de fundición original perlíticos, podría ser debido principalmente a las grandes resistencias del Hierro bainítico.

Resistencia al desgaste de Hierros S.G. con aleación de Ni-Mo aumenta con el aumento del contenido de martensita y aunque, en general, un Hierro S.G. con predominante estructura martensítica y aunque, no es igual, en ese aspecto, a una fundición de Hierro Blanco martensítico al Cromo-Níquel, por ej., el bien conocido duro Níquel, éste debe ser recordado al Hierro S.G. martensítico tiene la ventaja de mejor tenacidad, más sobre, la tenacidad de estructura martensítica podría ser considerablemente mejorada por reveni-

do a 500-550°C por varias horas, aunque tal tratamiento obviamente baja la dureza. La lenta velocidad de difusión del Carbón, debido a la composición química, no permite el uso de bajas temperaturas de revenido, porque el período de retención necesario podría ser largo como anti-económico, y el tratamiento a altas temperaturas, el cual podría acortar el tiempo requerido, no es aconsejable, debido a la baja temperatura de transformación. El principal mejoramiento de hacer capaz al revenido, a mejorar la tenacidad, o bajar la dureza y así mejorar la tenacidad, o bajar la dureza y así mejorar la maquinabilidad, en en casos donde la dureza es inicialmente alta. Experiencias atrás indican que la estructura bainítica-martensítica en la condición de fundición original podría ser igual, en ambos tenacidad y resistencia al desgaste, al revenido de estructura martensítica de igual dureza Brinell.

En contraste a la fundición de hierro blanco, las cuales son muy dificultosas a ser maquinadas, con Hierro S.G. con aleación de Ni-Mo, ésto es seguro a dirigir a una predominante estructura bainítica como fundición original y satisfactoria maquinabilidad podría tranquilamente ser llevado a cabo. Endurecimiento puede ser efectuado por cortos Tratamientos Térmicos o por localizados calentamientos (por ej. con antorcha) a la temperatura sobre 800°C, seguido por enfriamiento en aire o por suave rociada de agua en spray.

TÍPICOS EJEMPLOS

Sin duda es de interés describir algunas aplicaciones específicas del Hierro S.G. que han dado mejoras. Seleccionados ejemplos son referidos abajo.

CIGÜEÑALES

Campbell Wyant and Cannon produce cierto modelo de cigüeñales de Hierro Nodular teniendo la siguiente composición química: 3.5% C, 2.50% Si, 0,65% Mn, 0.12% Mo, Ni residual.

Estos cigüeñales son normalizados manteniendo cuatro horas a temperaturas sobre 870°C, templados en aire y revenidos con un rango de dureza Brinell de 277/302.

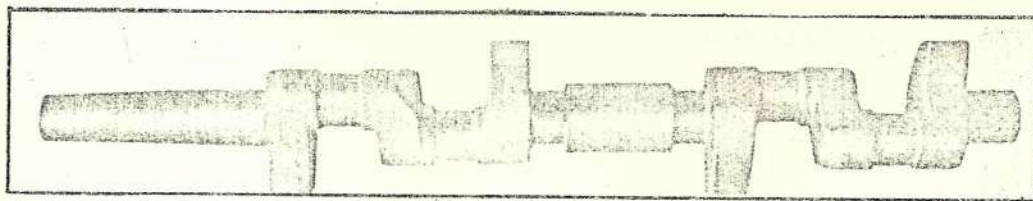


Fig. N° 25.- Cigüeñal de Fundición Nodular

ARANDELAS DISCOS, MATRIZ DE EMBUTIR, RUEDAS GUIAS, CUCHILLAS PARA DESMENUZAR.

Aktiebolaget Svenska Kullgerfabriken en Suecia produce hierro Nodular acicular para variadas aplicaciones. Las típicas

composición y propiedades son:

3.80% C, 2.25% Si, 0.50% Mn, 0.95% Mo, 1.50/3.00% Ni.
(dependiendo de la sección)

Resistencia a la tensión	80 Kp/mm ²	114,000 psi
0.2% Resistencia al punto cedente	60 Kp/mm ²	85,500 psi
Elongación (d ₅)	2%	
Dureza Brinell	350 máximo	

Cuatro representativas fundiciones son presentadas en la Fig. N^o 26.

LINEAS DE BOMBAS

Líneas de Bombas para pozos profundos en la industria de aceite deben tener la resistencia al desgaste para resistir la erosión del crudo de aceite que es bombeado. Centrifugal Casting Company en California alcanza este requerimiento con Hierro Nodular teniendo la composición química de:

2.50%, 2.35% Si, 0.50% Mn y 0.90% Mo

Actualmente buena función ha desarrollado superior resistencia al desgaste de estas líneas en comparación a las anteriormente usadas de hierro de láminas de grafito templado y revenido.

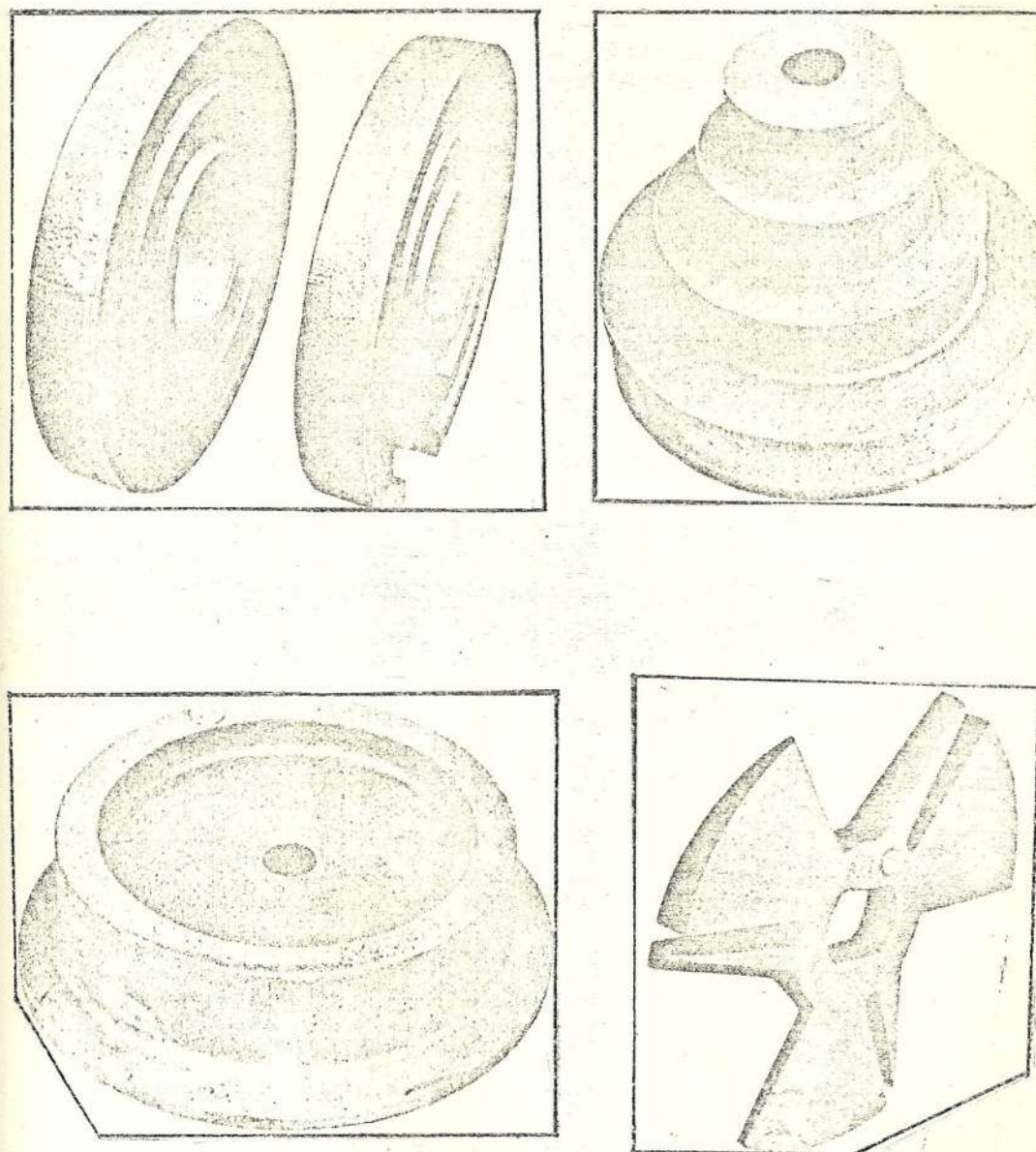


Fig. N^o 26.- Ejemplos representativos de Arandelas Disco, Matriz de Embutir, Ruedas Guías y Cuchillas para desmenuzar hecos de Fundición Nodular.

PROPULSORES

Propulsor para máquinas exterior de diesel debe ser resis-

Fig. N^o 27.- Líneas de Bombas de Fundición Nodular

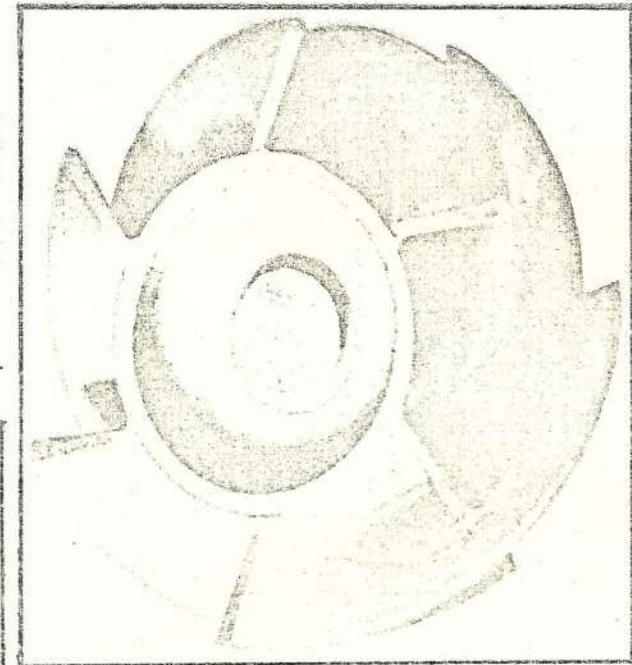
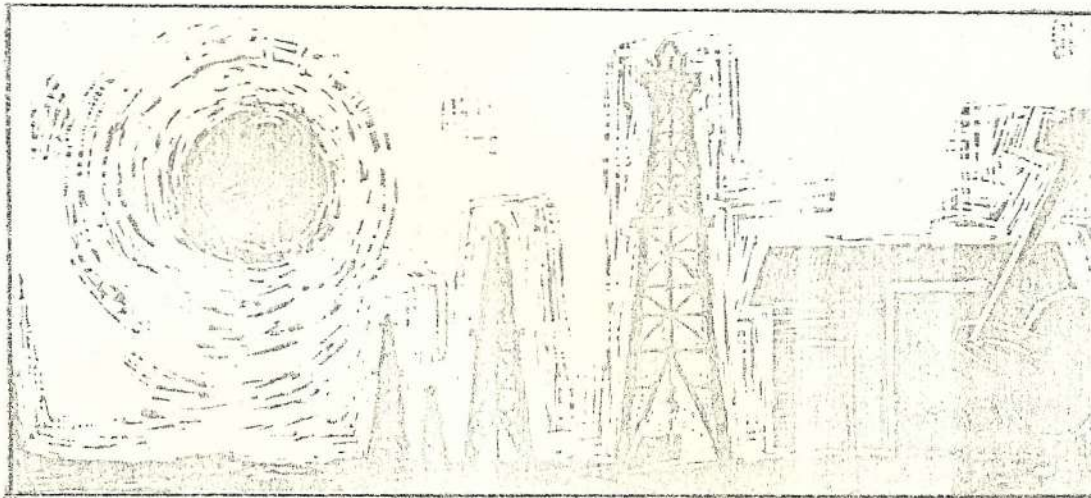


Fig. N^o 28.- Propulsor de Fundición Nodular

tente a la corrosión así como a la erosión del agua fangosa.

IROSTEEL ha operado con Hierro Nodular clase B afortunadamente desde 1.961 en esta aplicación. Este es un Hierro Nodular perlítico hecho de la siguiente composición química:

3.40% C, 2.40% Si, 0.30% Mn, 0.02% P máx, 0.015% S máx,
0.10/0.15% Cr, 0.30/0.40% Cu y 0.50/0.70% Mo.

C A P I T U L O I I

TRABAJO EXPERIMENTAL

2.1 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se toman cigüeñales de Hierro Dúctil de dos tipos diferentes de composiciones químicas. El análisis químico para los dos materiales se muestra en la Tabla III.

TABLA III

COMPOSICION QUIMICA DE LOS HIERROS DUCTILES

HIERRO DUCTIL	C	Si	Mn	P	S	Cr
1	3.52	1.67	0.93	0.052	0.010	0.25
2	3.10	2.33	0.92	0.048	0.005	0.32

De la parte de los contrapesos de estos cigüeñales se construyeron 320 probetas de Impacto Charpy sin entalla, 160 probetas de cada material.

Con el fin de mejor identificación, las probetas fueron codificadas de la siguiente manera:

Se utilizan cuatro dígitos:

El primer dígito indica la composición química del material.

1 para Hierro Dúctil bajo en Si

2 para Hierro Dúctil alto en Si

El segundo dígito indica los tratamientos térmicos realizados.

1 para Hierros Dúctiles Templados y Revenidos

2 para Hierros Dúctiles Normalizados previamente al Temple y Revenido.

El tercer dígito indica la temperatura de austenización

1 para 900°C

2 para 850°C

3 para 800°C

4 para 750°C

Se realizan ensayos preliminares con el objetivo de tratar de ver qué dificultades nos encontraremos al realizar los Tratamientos Térmicos anteriormente mencionados y solucionar estas dificultades, con el fin de que al realizar el trabajo en las probetas de impacto no ocurran fallas.

Para realizar estos ensayos tomamos pedazos del material so-

brante de los dos tipos de Hierro de alto y bajo contenido de Si. Se realizan Temples desde temperaturas de austenización entre 900°C y 750°C y Revenido desde temperaturas de 600°C, a un grupo, al otro grupo se le practicó Normalizado previamente al Temple y Revenido, todo esto para ambos tipos de Hierro Dúctil. Los tiempos que permanecieron a elevadas temperaturas fueron, con la finalidad de saber cómo varía la microestructura con respecto al tiempo de permanencia a altas temperaturas y de esa manera elegir los tiempos para los ensayos en las probetas de impacto.

Una de las fallas encontradas fue en las superficies costros y la presencia de descarburización, para evitar esto protegimos herméticamente las muestras con láminas de Cu empaquetándolas dentro de los cuales colocamos pedazos de papel que al quemarse forman gases de CO, los cuales protegen las superficies de la oxidación.

Las microestructuras obtenidas fueron las esperadas, observando que para el tamaño de las probetas de impacto no se necesita que las muestras de impacto sean mantenidas por muy prolongados tiempos a altas temperaturas.

Se realizan los Tratamientos Térmicos a las probetas de impacto tomando las precauciones mencionadas anteriormente. A un grupo se realiza ensayos de Temple y Revenido, desde diferentes temperaturas de austenización, entre 900°C

y 750°C, al otro grupo se le realiza un ensayo de Normalizado previo al Temple y Revenido, el medio de enfriamiento para el normalizado es el aire, para el Temple aceite, y para el revenido el agua. Esto se efectúa en los dos tipos de Hierro Dúctil.

Antes de realizar el ensayo de Impacto a diversas temperaturas, con el fin de obtener la Temperatura de Transición de Impacto, se hizo una prueba con hielo seco y acetona, el hielo seco es picado y colocado en un recipiente, el hielo rodea las probetas, luego se añade acetona, se mantienen las probetas por un buen tiempo así, para que la temperatura sea uniforme y constante en ella. La mínima temperatura alcanzada fue de 80°C bajo cero.

Luego se realizó el ensayo de Impacto a diversas temperaturas, manteniendo cada probeta por cinco minutos a la temperatura de ensayo.

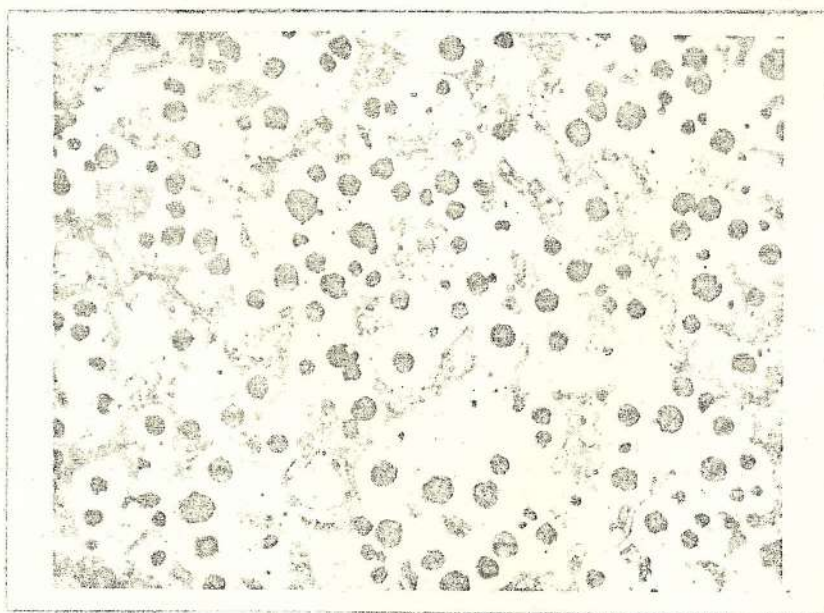
De las muestras de impacto quebradas se realizan ensayos de metalografía con el objeto de estudiar las microestructuras. Se toman durezas en las secciones partidas de las probetas, a cada probeta se le toman cuatro durezas y se elige una dureza promedio para cada grupo, algunos valores de dureza fueron muy bajos en relación a la mayoría eliminándolos porque seguramente fue tomada la dureza en los nódulos de grafito, esto ocurrió en el segundo material.

Luego, se efectúa la elaboración de gráficos, los cuales fueron para el ensayo de Impacto Temperatura de Ensayo Vs. Energía. Luego, manteniendo la temperatura de austenización como ordenada y la dureza, Valor de Impacto en el rango dúctil y temperatura de transición como abcisa. Todos estos resultados serán analizados y discutidos posteriormente.

2.2 MATERIAL UTILIZADO

El material utilizado es Hierro Dúctil de diferente composición química, las cuales son dadas en la Tabla III.

Las microestructuras de cada material en sus formas originales son las siguientes, con sus respectivas durezas.



Nital 3% 100x

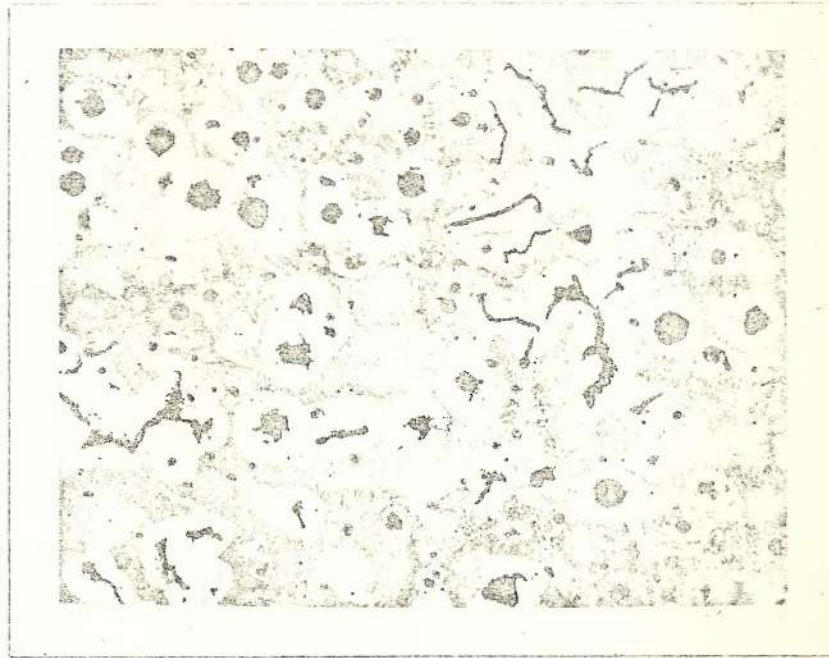
F O T O N^o 1

Material: Hierro Dúctil

Composición Química: 3.52% C, 1.67% Si, 0.93% Mn
0.052% P, 0.010% S y 0.25% Cr

Matriz: Ferrita-Perlita; Forma de grafito: S.G.

Dureza: 82 Rb. (156 BHN); Nodulación 100%



Nital 3%

100x

FOTO N° 2

Material:	Hierro Dúctil
Composición Química:	3.10% C, 2.33% Si, 0.92% Mn, 0.048% P, 0.005% S, 0.32% Cr.
Matriz:	Perlita-Ferrita
Formas de Grafito:	S.G. Explotados, vermicular
Dureza:	91 Rb (190 BHN)
Nodulación	95%

2.3 EQUIPO UTILIZADO

Para el Tratamiento Térmico se utilizó:

Dos hornos eléctricos para el Temple y para el Revenido con temperaturas máx. 1100°C.

Para el Ensayo Metalográfico se utilizó:

Mesas para el pulido intermedio AB Buehler con papeles li-

92

jas, números 180, 220, 320, 400 y 500. Para evitar el desprendimiento de grafito se protegía los papeles lijas con cera carnauba.

Máquina pulidora de disco rotatorio con pasta de diamante para metalografía de $1/4 \mu$ para el pulido fino.

Microscopio Olympus PME.

Para medir durezas:

Durómetro Rockwell, modelo 3YR a RB con identador Rc.

Para el ensayo de Impacto

Máquina de Impacto Universal

Marca: TINUS OLSEN de 36.5 Kgr-m

Termómetro digital

Marca: Fluke

Rango de Temperatura: -200°C a 768°C

Termocupla tipo J

2.4 ENSAYOS DE TEMPLE A DIFERENTES TEMPERATURAS DE AUSTENIZACIÓN.

Como sabemos que el Tratamiento de Temple en general se utiliza para conseguir estructuras martensíticas, por consiguiente estructuras endurecidas, se utiliza la velocidad mínima de enfriamiento que impida la formación de productos

 HIERRO DUCTIL 1

 TRATAMIENTO TERMICO Temple y Revenido

CODIGO	TEMPERAT. AUSTENIZACION (°C)	t (h)	TEMPERAT. REVENIDO (°C)	t (h)	MICROESTRUCTURA
111	900	4	600	4	Martensita revenida restos de austenita retenida
112	850	4	600	4	Martensita revenida
113	800	4	600	2	Perlita fina - ferrita
114	750	2	600	2	Ferrita - Perlita

TRATAMIENTO TERMICO Normalizado, Temple y Revenido

 T. de Normalizado 900°C, Tiempo 4 h, Medio de Enfriamiento: aire

CODIGO	TEMPERAT. AUSTENIZACION (°C)	t (h)	TEMPERAT. REVENIDO (°C)	t (h)	MICROESTRUCTURA
121	900	4	600	4	Martensita revenida, austenita retenida
122	850	4	600	4	Martensita revenida
123	800	4	600	2	Perlita-Ferrita
124	750	2	600	2	Ferrita-ferrita

En ambos casos el contenido de perlita es menor que el que tenía en condiciones originales, sin ningún tratamiento de calor

 HIERRO DUCTIL 2

 TRATAMIENTO TERMICO Temple y Revenido

CODIGO	TEMPERAT. AUSTENIZACION (°C)	t (h)	TEMPERAT. REVENIDO (°C)	t (h)	MICROESTRUCTURA
211	900	4	600	4	Martensita 100%
212	850	4	600	4	Martensita
213	800	4	600	2	Ferrita-Perlita
214	750	2	600	2	Ferrita-Perlita

TRATAMIENTO TERMICO Normalizado, Temple y Revenido

 T. de Normalizado 900°C, Tiempo 4 h, medio de enfriamiento: aire

CODIGO	TEMPERAT. AUSTENIZACION (°C)	t (h)	TEMPERAT. REVENIDO (°C)	t (h)	MICROESTRUCTURA
221	900	4	600	4	Martensita
222	850	4	600	4	Martensita con ras- tros de ferrita
223	800	4	600	2	Ferrita-Perlita
224	750	2	600	2	Ferrita-Perlita

Ocurre lo mismo que en el material 1, la perlita es menos que la que tenía en condiciones originales.

La aparición de ferrita es a temperaturas más elevadas.

de transformación más blandos.

El Hierro Dúctil puede ser endurecido por calentamiento arriba de la Temperatura crítica de 900°C . Este proceso da una matriz martensítica de dureza aproximada de 500 a 580 BHN. Realizamos tratamientos preliminares de temple para saber con qué dificultades nos podemos encontrar y así ya tener la solución para cada caso. Saber qué microestructuras obtendremos a qué temperatura y en qué tiempos. Estos resultados son dados en los Cuadros 1 y 2. Sabemos que la oxidación produce la formación de cascarilla y decarburación en las superficies y que la cascarilla actúa como un aislante y ofrece serias dificultades al flujo de calor del Hierro Dúctil al medio de temple, obteniéndose la formación de productos más blandos y durezas menores.

Se protegió las superficies de las muestras con lámina de cobre de 0.20 mm. de espesor. Se formaron paquetes dentro de los cuales se colocó pedazos de papel con el propósito de que al formar gases de CO protejan las superficies de la oxidación.

Otra de las precauciones tomadas fue colocar los paquetes de probetas cerca de la termocupla.

En el momento de templar las piezas, con la ayuda de tijeras y tenazas, se quita la lámina de cobre que protege las probetas y se procede al templado, esto es realizado

violentamente para que las probetas no pierdan calor antes del temple.

Tomando todas estas precauciones se realiza el ensayo de temple desde las diferentes temperaturas de austenización, en las probetas de impacto.

Se forman para cada tipo de hierro dúctil ocho grupos de 20 probetas cada uno. A los cuatro primeros grupos se les asigna una temperatura de austenización; estas temperaturas son de 900, 850, 800 y 750°C, se mantienen en estas temperaturas un tiempo de dos horas, luego son templadas en aceite.

A los cuatro grupos restantes se les practica el Tratamiento de Normalizado previo al temple y revenido. Este normalizado se realiza con el fin de obtener una estructura homogénea antes de los posteriores Tratamientos, la temperatura de normalizado es de 900°C, manteniendo las probetas a esta temperatura un tiempo de dos horas, el enfriamiento se lo hace en el aire, luego se procede a efectuar el tratamiento que se realizó en los primeros cuatro grupos.

2.5 ENSAYO DE REVENIDO

Es sabido que el Tratamiento de Revenido se efectúa después del Temple para promover en el material tenacidad y para liberar los esfuerzos generados por el Temple.

El revenido baja la dureza obtenida del temple, aunque no es muy apreciable cuando se trate de tiempos cortos de tratamiento.

Este Tratamiento de Revenido se realiza inmediatamente después del Temple a una temperatura de 600°C, por mantenimiento de las probetas a esta temperatura un tiempo de dos horas, luego se las enfría bruscamente en agua. Revenido se practicó a todos los grupos de probetas y no se utilizó lámina de cobre porque a esta temperatura no se produce oxidación.

2.6 VARIACION DE PROPIEDADES MECANICAS POSTERIOR AL TEMPLE Y REVENIDO.

Para saber cómo se comporta el Hierro Dúctil después de los Tratamientos Térmicos efectuados, se procede a realizar ensayos mecánicos de Impacto a diferentes temperaturas de ensayo, de estos ensayos se determina el Valor de Impacto en el rango Dúctil, la Temperatura de Transición. Se realizan ensayos de dureza y metalografía.

2.6.1 DUREZA

La dureza no constituye una característica fundamental de los materiales, sino está relacionada con las propiedades plástica y elástica. Los valores obtenidos mediante un método particular son valores relativos, los cuales permiten únicamente comparar los ma -

teriales con otros, o la influencia de Tratamientos realizado sobre el material.

Una vez realizado el Tratamiento Térmico y el ensayo de Impacto, se toman los pedazos de probetas para medir en la parte transversal de éstos la dureza. El ensayo de dureza utilizado es el Rockwell, empleando como cuerpo de penetración un cono de diamante de 120° y un cargo de 150 Kg, es decir medimos en la escala C, Rockwell C (Rc).

En cada probeta se leen tres valores de dureza, y se saca un promedio. Luego de cada grupo formado por 20 probetas sacamos otro promedio que es el valor de dureza que representa el Hierro Dúctil en tales condiciones.

Los resultados del ensayo son mostrados en los Gráficos del 1 al 4, para cada una de las condiciones anteriormente mencionadas.

2.6.2 IMPACTO

El Ensayo de Impacto, también conocido como de Choque, proporciona resultados que constituyen un buen término de comparación para juzgar acerca de la tenacidad.

Estos ensayos determinan la fragilidad o capacidad de

Variación de la Dureza con Temperaturas de Austenización
para Temple y Revenido con Hierro Dúctil.

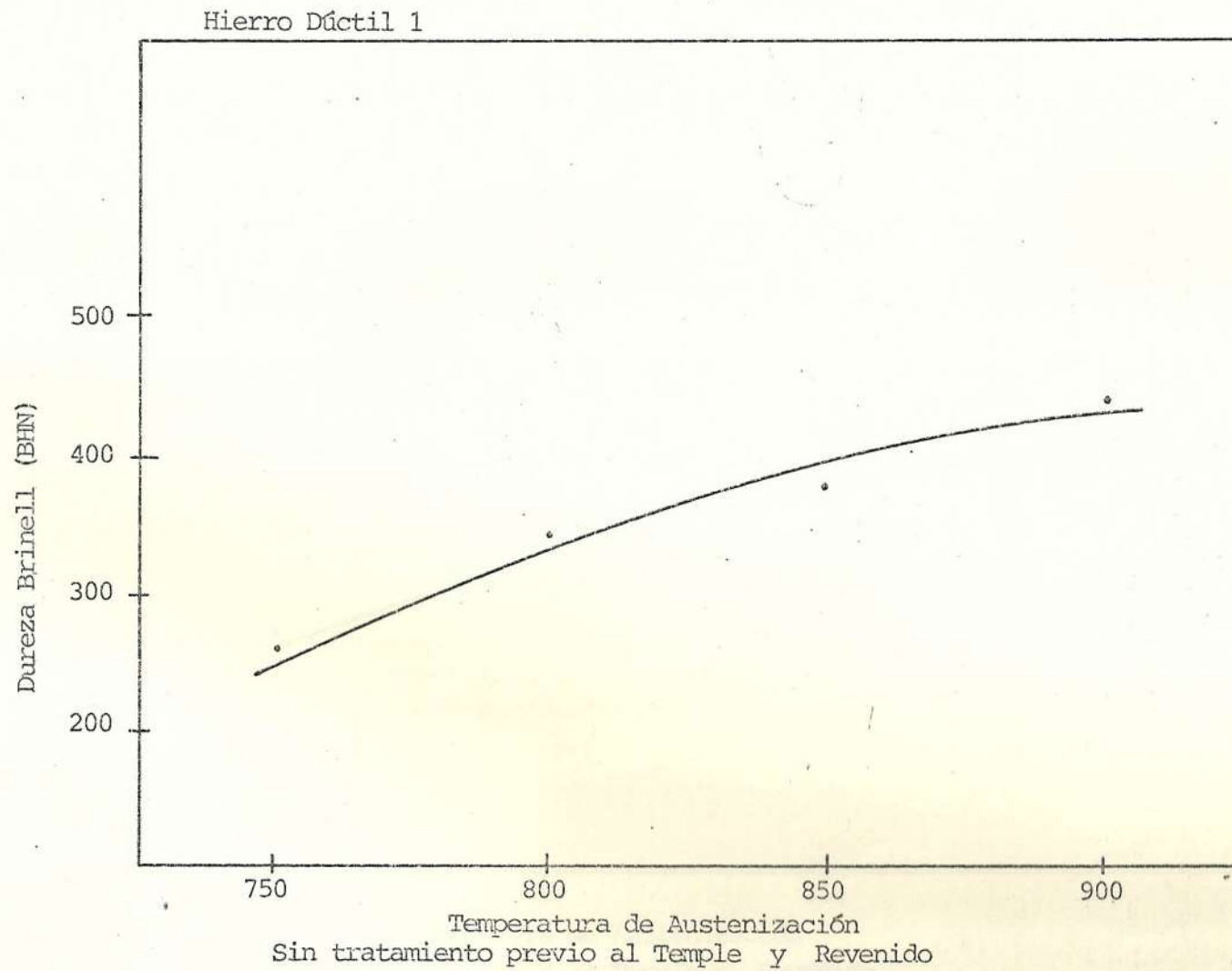


GRAFICO 1

Variación de la dureza con temperaturas de Austenización
para Temple y Revenido en Hierro Dúctil.

Hierro Dúctil 1

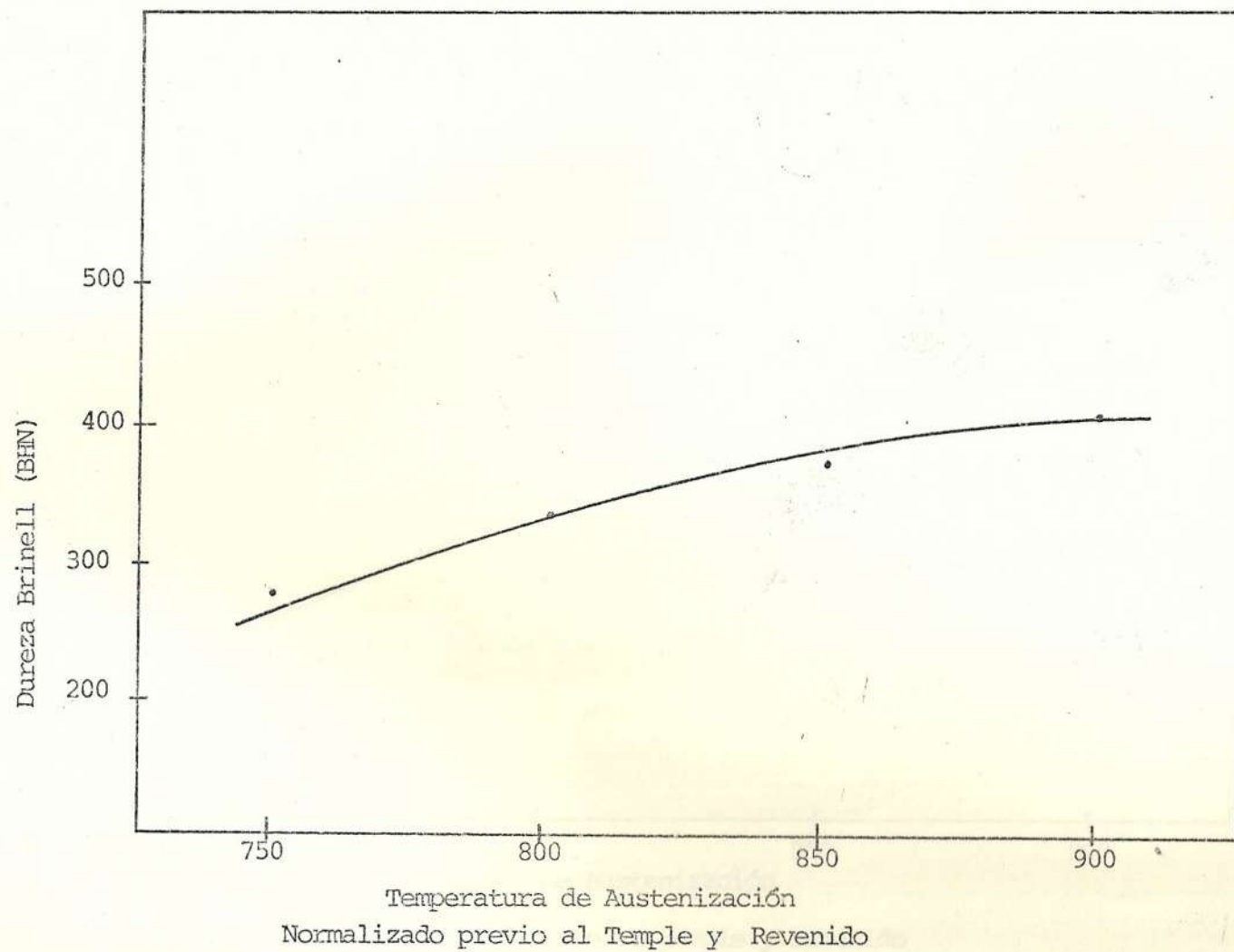
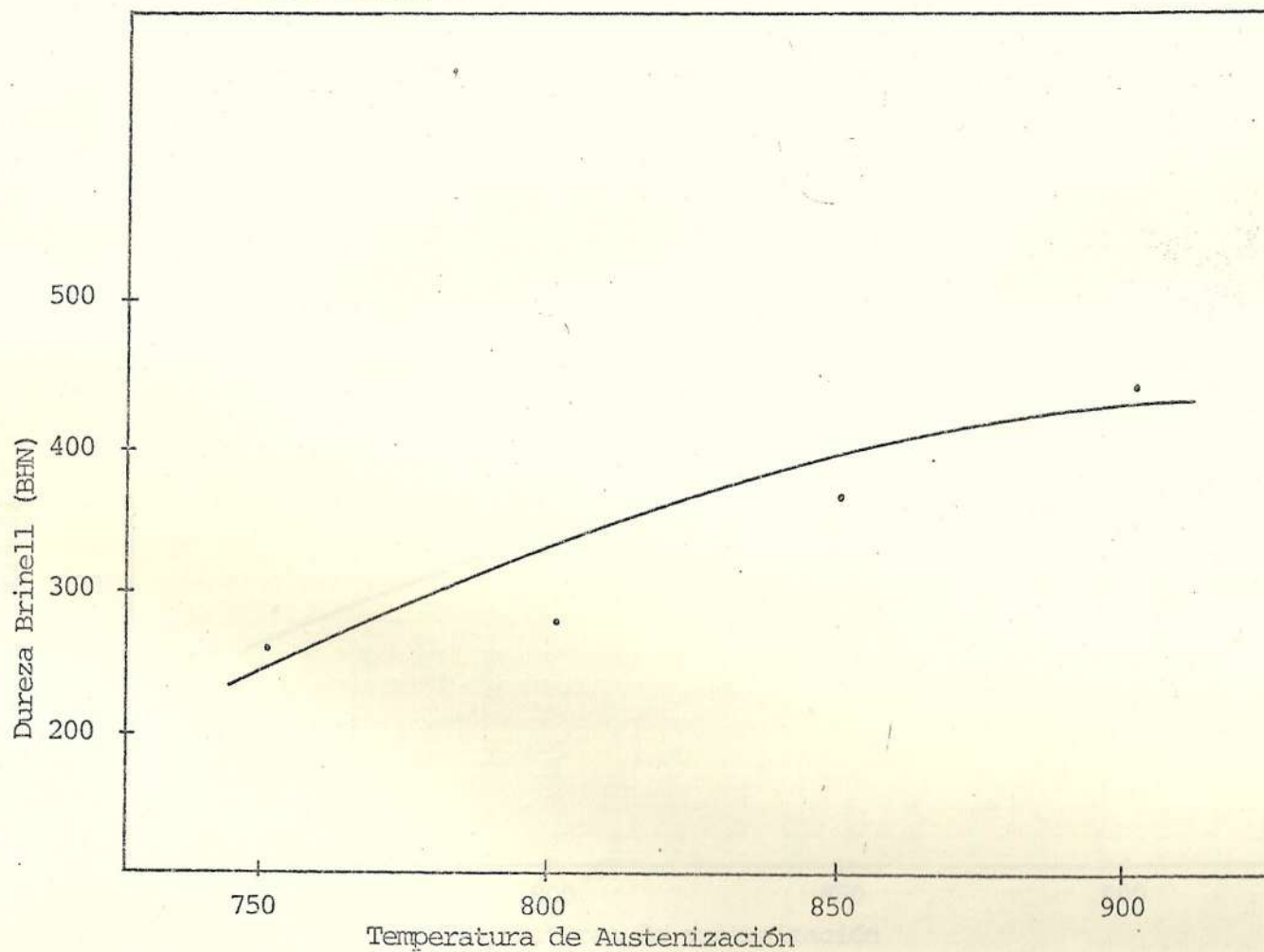


GRAFICO 2

Variación de la dureza con temperatura de austenización
para Temple y Revenido en Hierro Dúctil

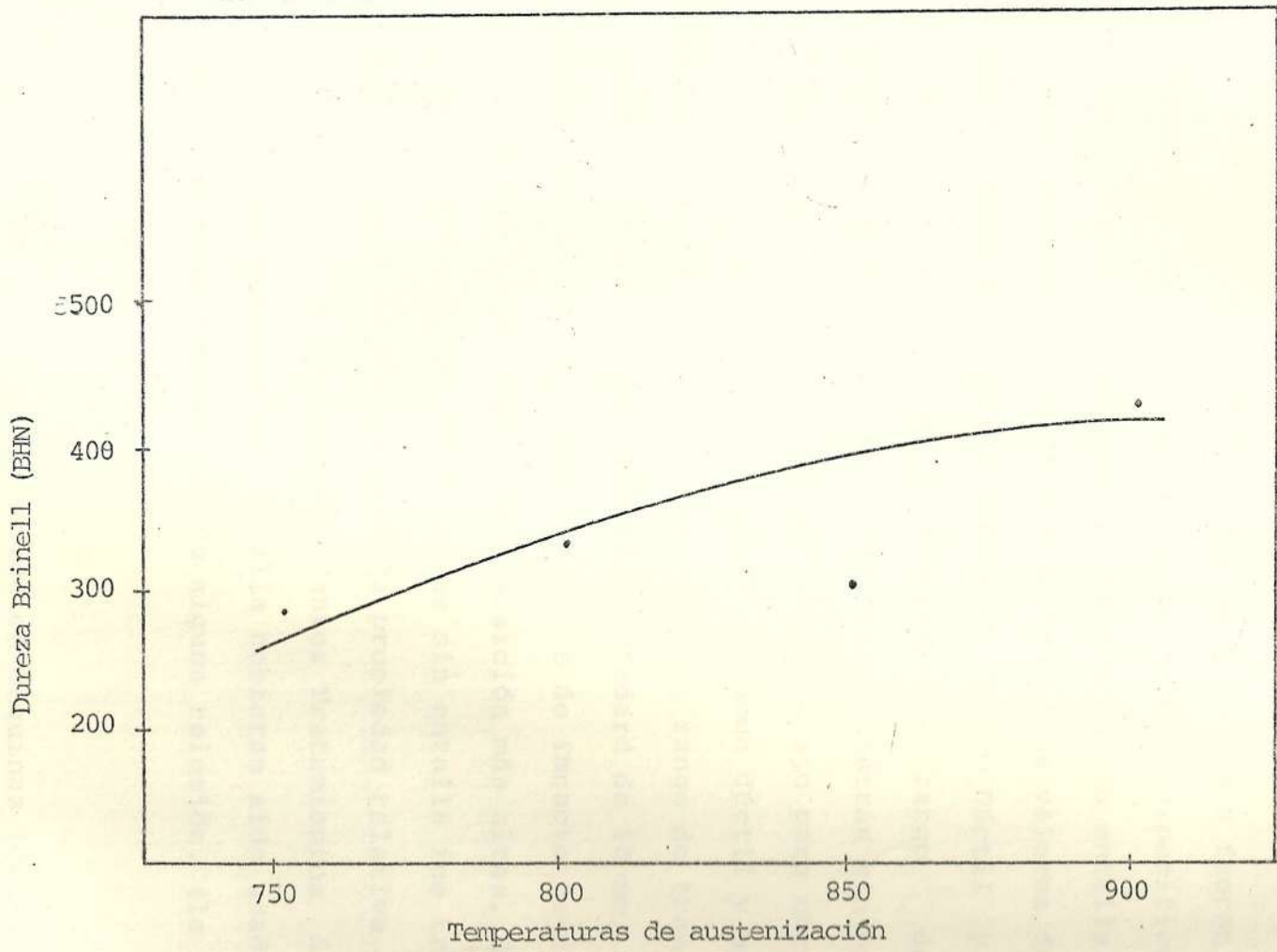
Hierro Dúctil 2



Sin tratamiento previo al temple y revenido

Variación de la dureza con Temperaturas de Austenización
para Temple y Revenido en Hierro Dúctil

Hierro Dúctil 2



Normalizado previo al Temple y Revenido

GRAFICO 4

un material de absorber cargas instantáneas.

Las muestras impactadas fueron ensayadas para obtener curvas de transición de impacto.

Las probetas impactadas usadas en esta tesis fueron similares a las probetas estándar Charpy especificada en ASTM excepto que éstas fueron sin entalla. Ya que muestras con entallas darían bajos valores de Impacto para altas resistencias en Hierro Dúctil y estos marcos dificultan la exactitud del rango de temperatura de transición. Por esto muestras sin entalla fueron usadas en el presente trabajo para obtener altos valores de impacto en el rango dúctil y un mayor valor de rango de impacto en el rango de transición. Si barras con entalla estándar de 10 mm. fueran usadas se obtendrían valores de impacto bajos y todas las temperaturas de transición más altas. El presente trabajo usando muestras sin entalla fue transportado fuera para averiguar la propiedad relativa de Impacto para Hierros con diferentes Tratamientos de calor, y si muestras con entalla hubieran sido usadas los resultados habrían tenido alguna relación. (la misma).

El ensayo de Impacto se efectúa en máquinas llamadas péndulos o martillos pendulares. Para hacer el ensayo se coloca el péndulo fijo y a una determinada al -

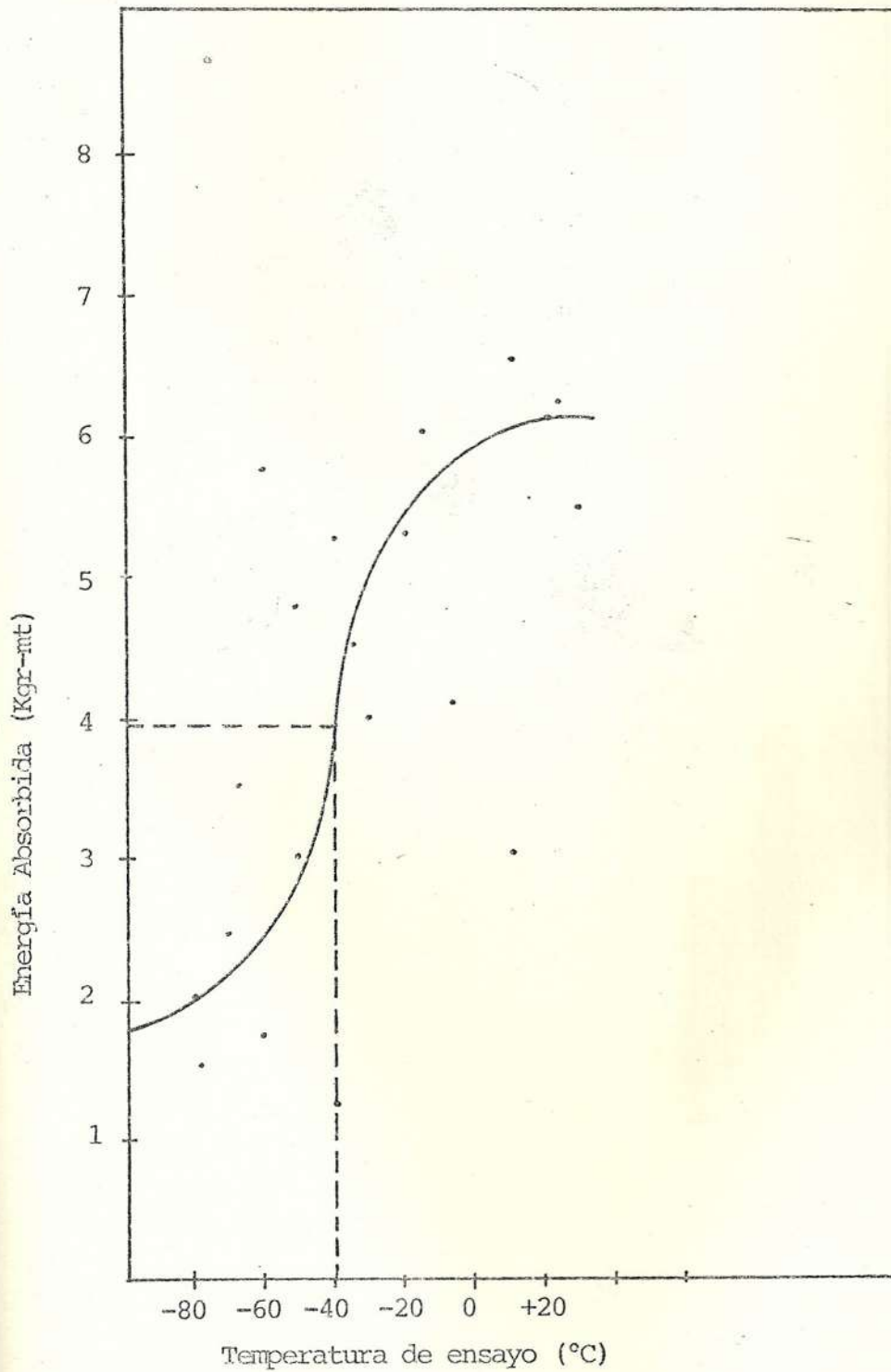
tura, luego se deja caer el péndulo y rompe la probeta, la cual absorbe energía, este valor se lo lee en la misma máquina.

La resistencia al impacto resulta del trabajo gastado por unidad de sección transversal para romper a la probeta de un solo golpe.

Para llevar las probetas a temperaturas bajas se las cubrió con hielo seco y acetona en recipientes, manteniéndolas por espacios de tiempos suficientes hasta ver que la temperatura deseada es estable en la probeta. Todo esto con la ayuda de un termómetro digital. La temperatura de transición de impacto fue tomada del promedio de las energías más altas y más bajas.

Una vez realizado el ensayo de Impacto en las probetas Charpy con diversas condiciones de tratamientos térmicos elaboramos gráficos de las curvas de transición, Gráficos 5 al 24, de los cuales obtenemos los valores del Valor de Impacto en el rango dúctil y Temperatura de Transición, resumidos en los gráficos del 25 al 28.

Curva de Transición
Probetas 111

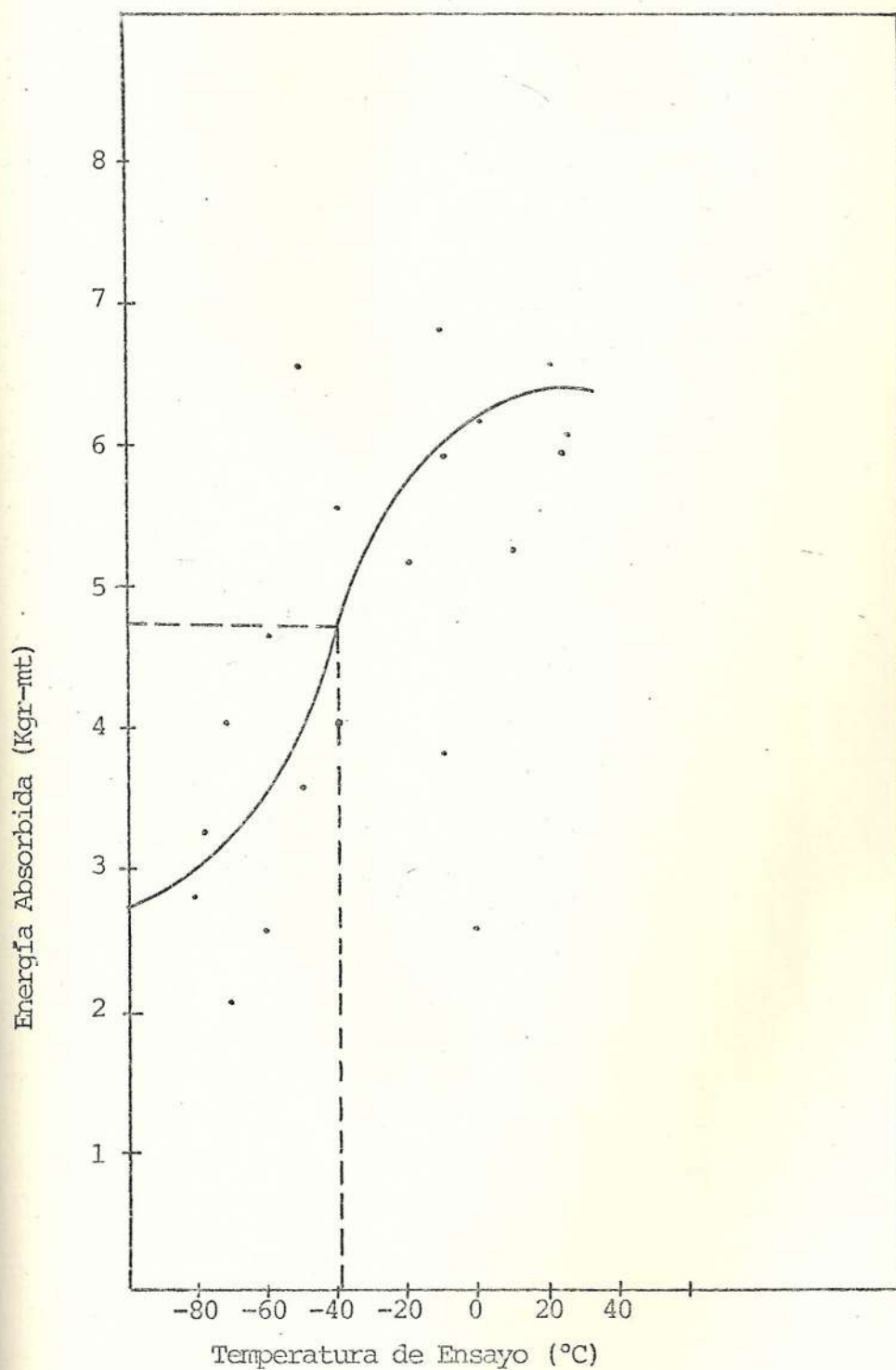


Temperatura de Transición de Impacto 40°C

Valor de Impacto en el rango dúctil 6.1 Kgr-mt (30.6 lbr-pie)

GRAFICO 5

Curva de Transición
Probetas 112

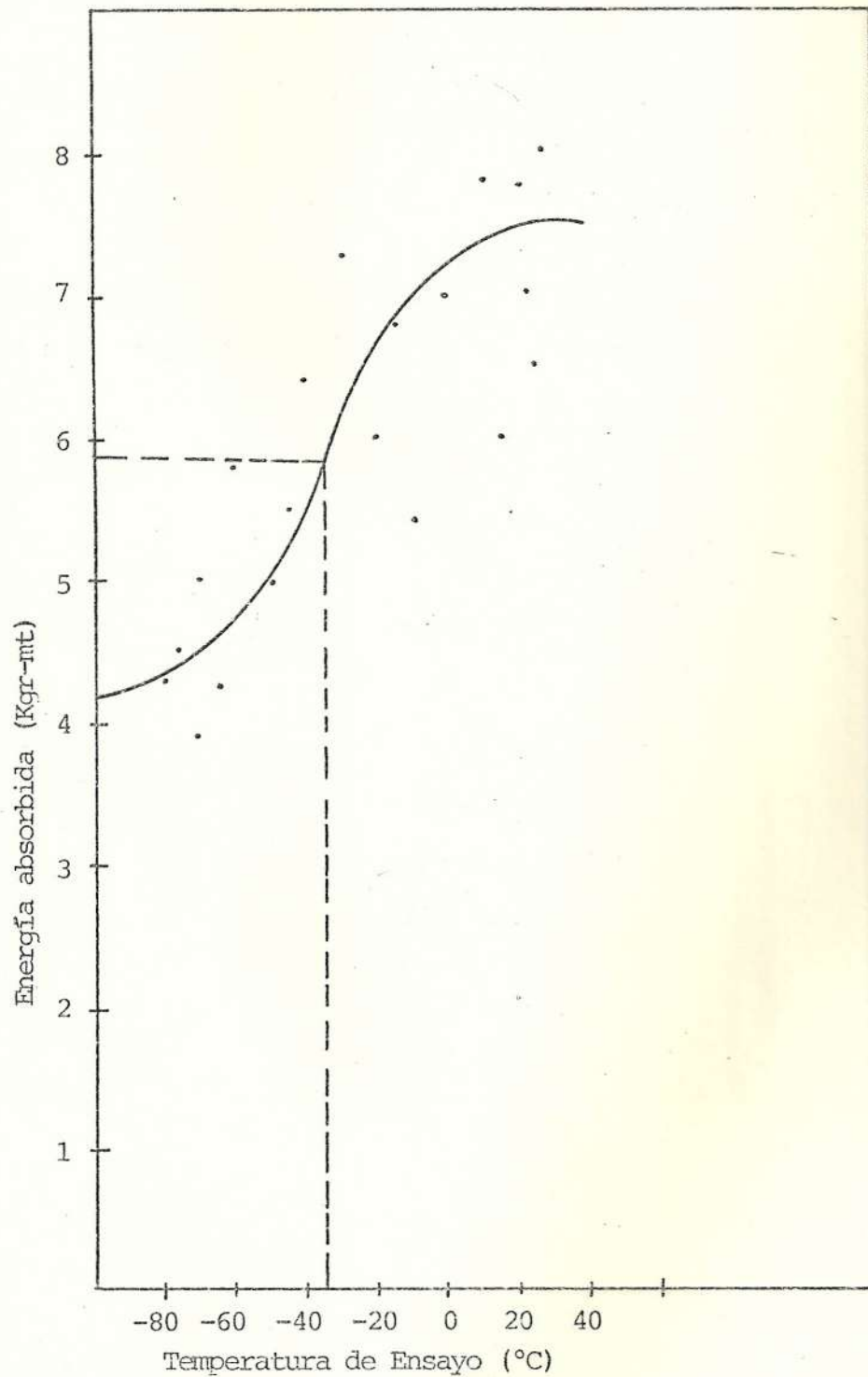


Temperatura de Transición de Impacto -40°C

Valor de Impacto en el rango dúctil 6.3 Kgr-mt (31.6 lbr-pie)

Curva de Transición

Probeta 113

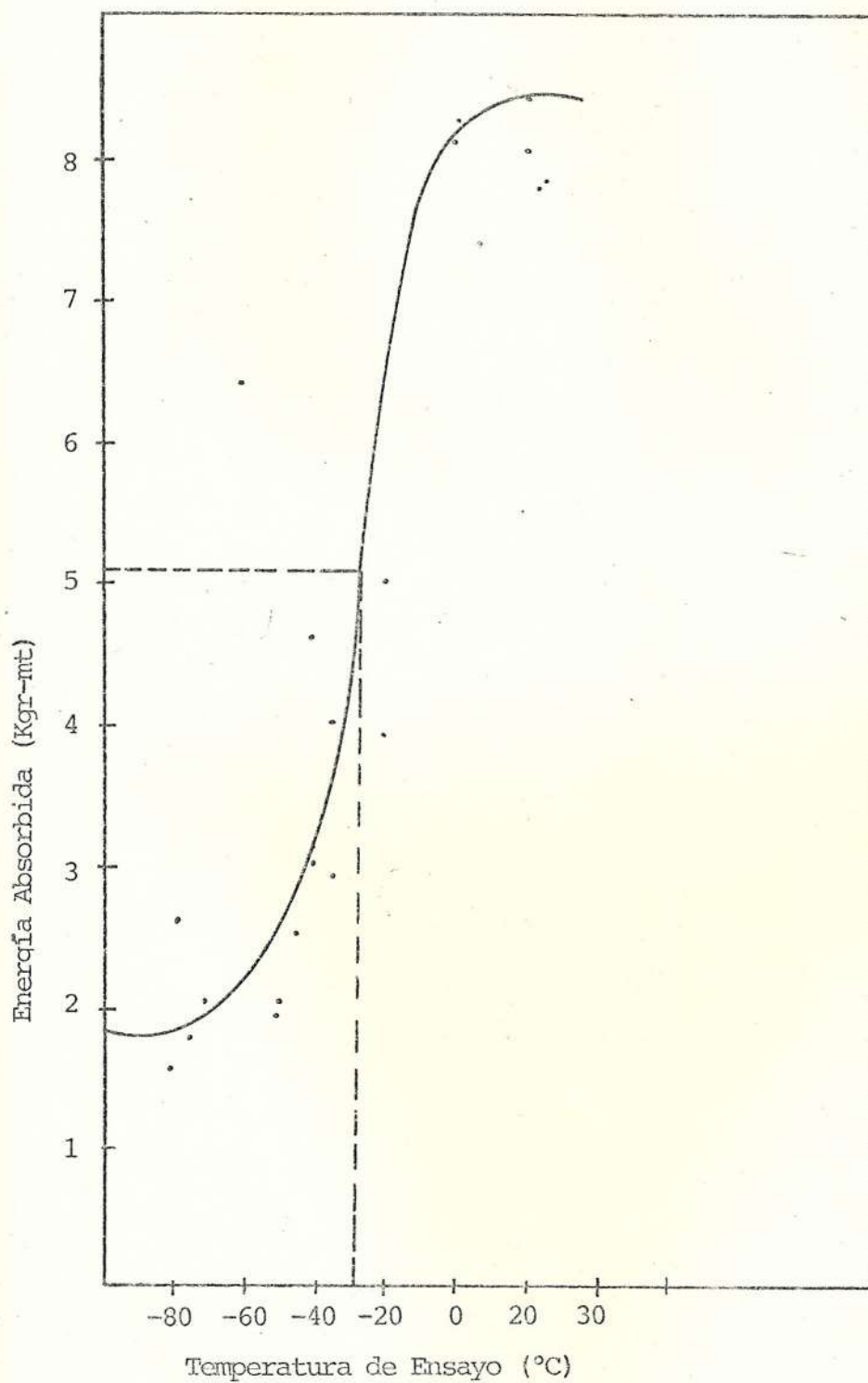
Temperatura de Transición de Impacto -35°C

Valor de Impacto en el rango dúctil: 7.5 Kgr-mt (37.62 lbr-pie)

GRAFICO 7

Curva de Transición

Probeta 114

Temperatura de Transición de Impacto: -28°C

Valor de Impacto en el rango dúctil: 8.35 Kgr-mt (41.88 lbr-pie)

Curvas de Transición

Probetas 111
112
113
114
Hierro Dúctil 1

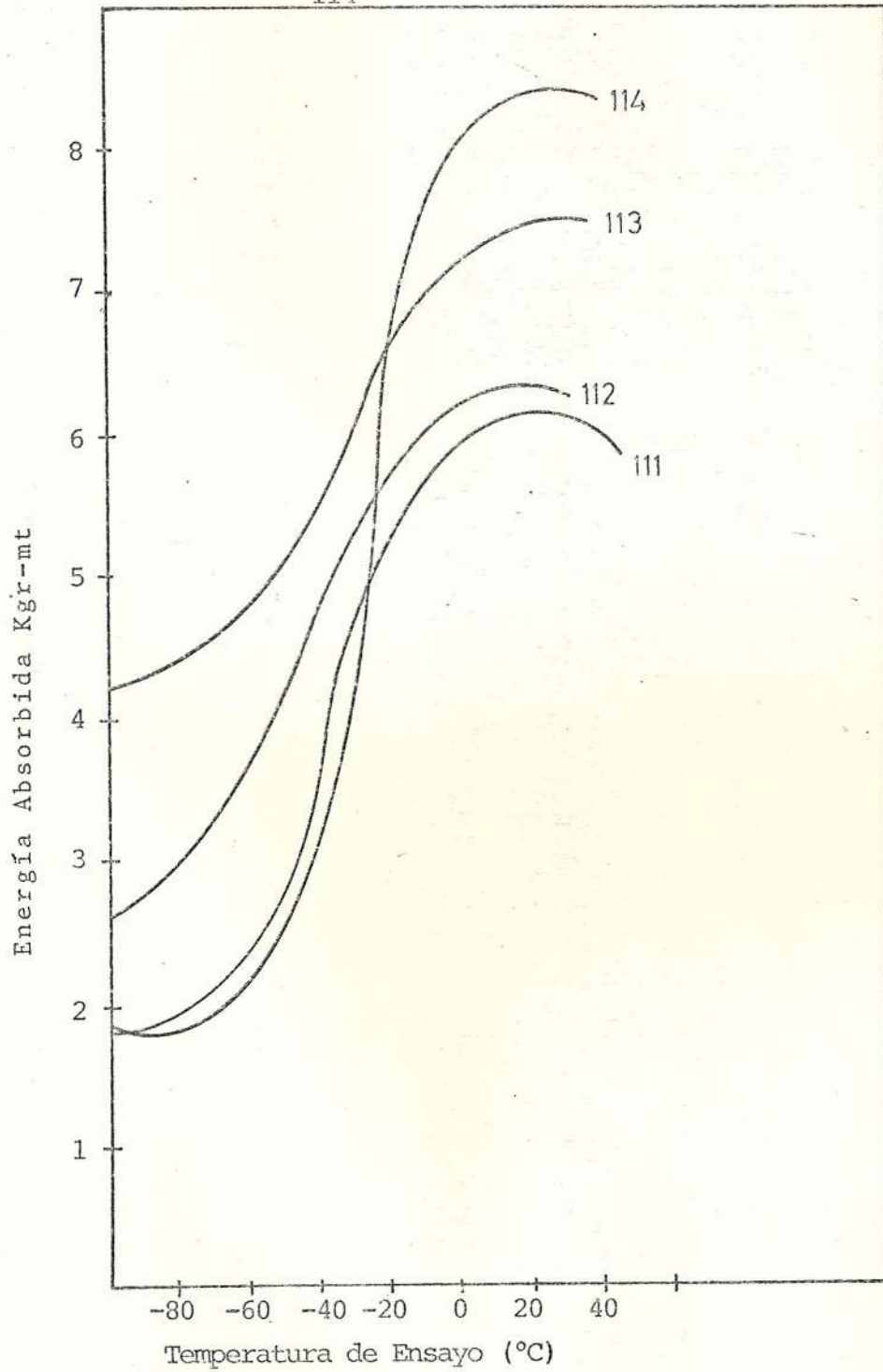
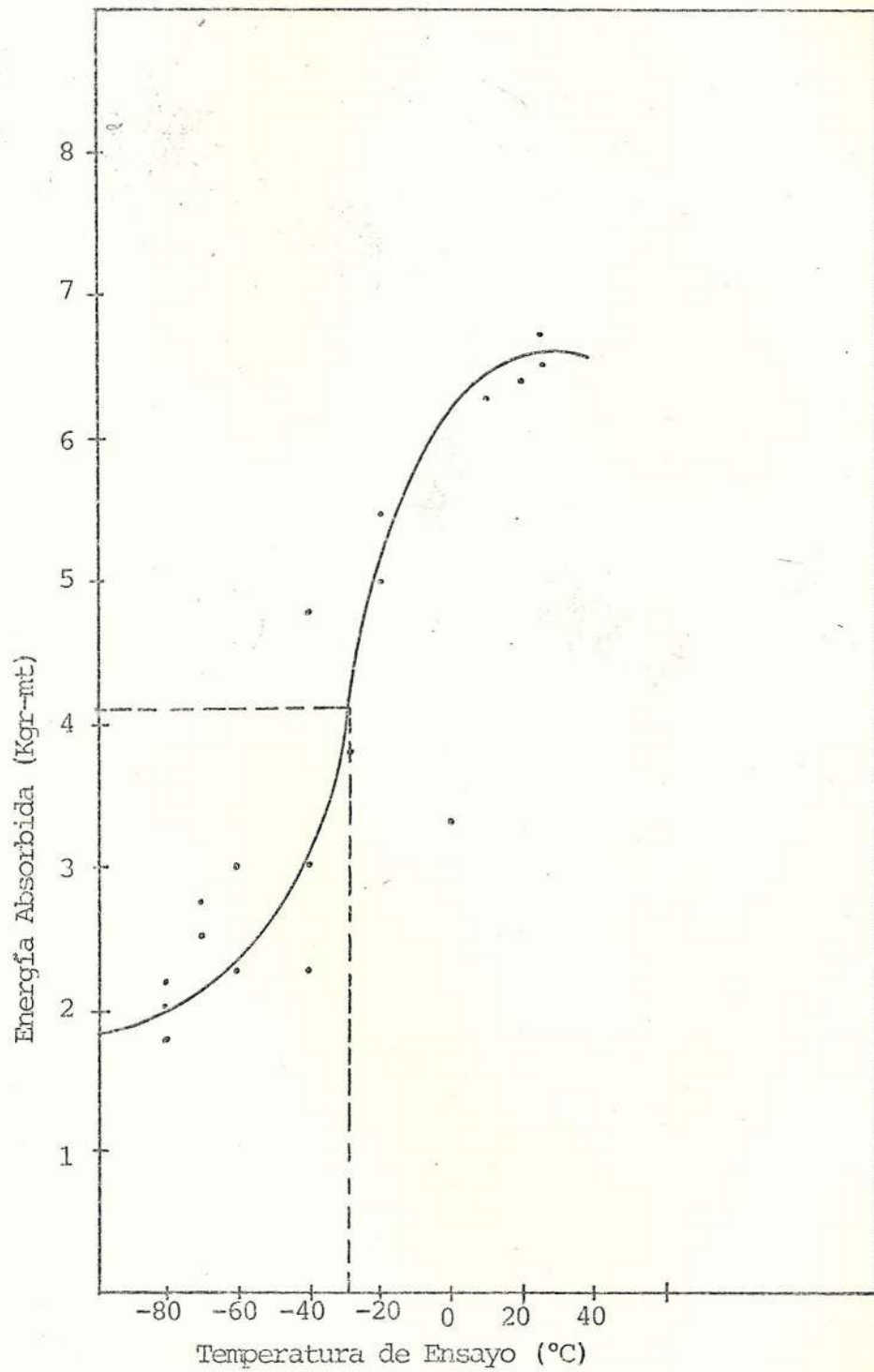


GRAFICO 9

Curva de Transición

Probeta 121

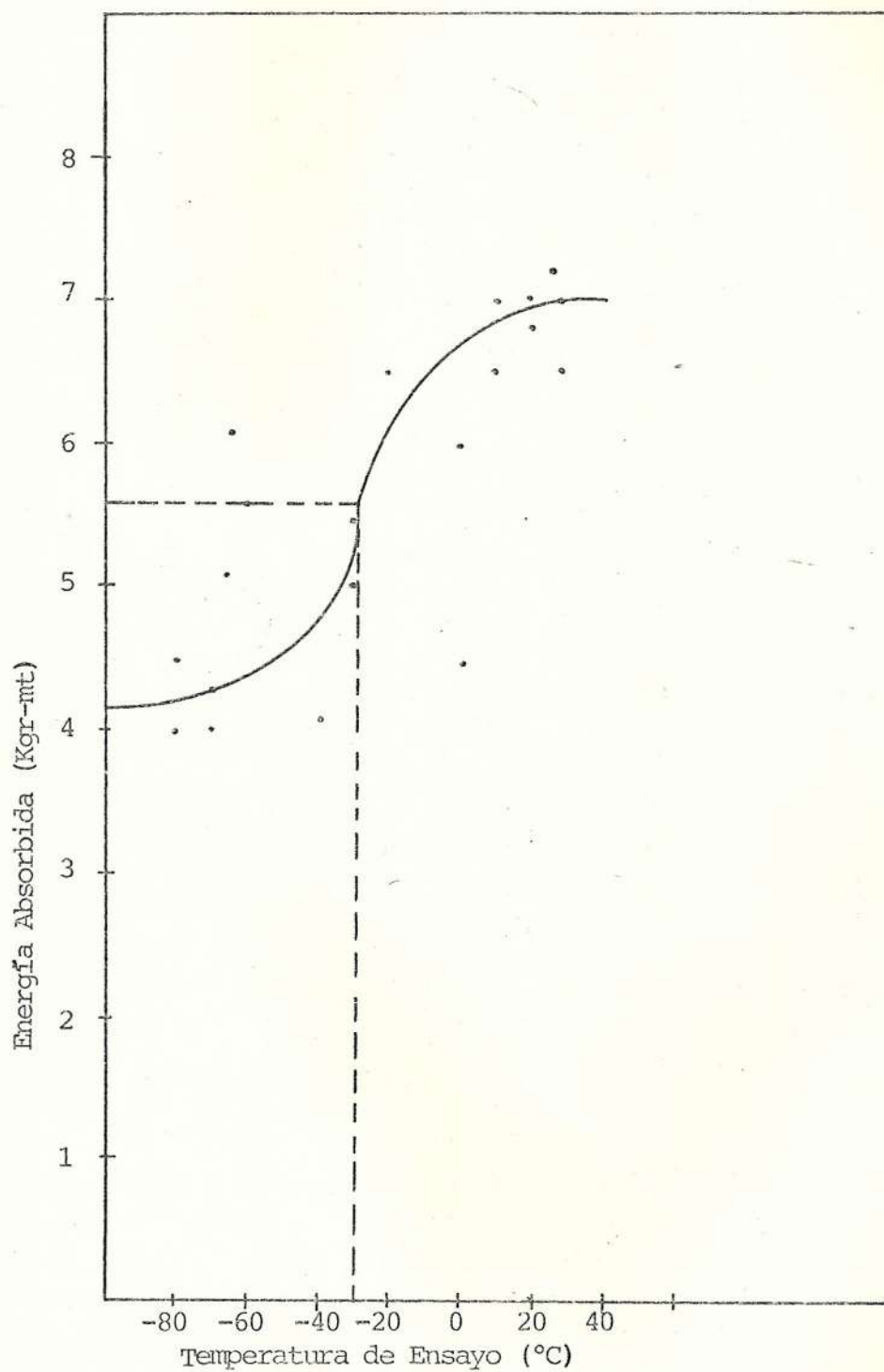
Temperatura de Transición de Impacto: -30°C

Valor de Impacto en el rango dúctil: 6.5 Kgr-mt (32.6 lbr-pie)

G R A F I C O 10

Curva de Transición

Probeta 122

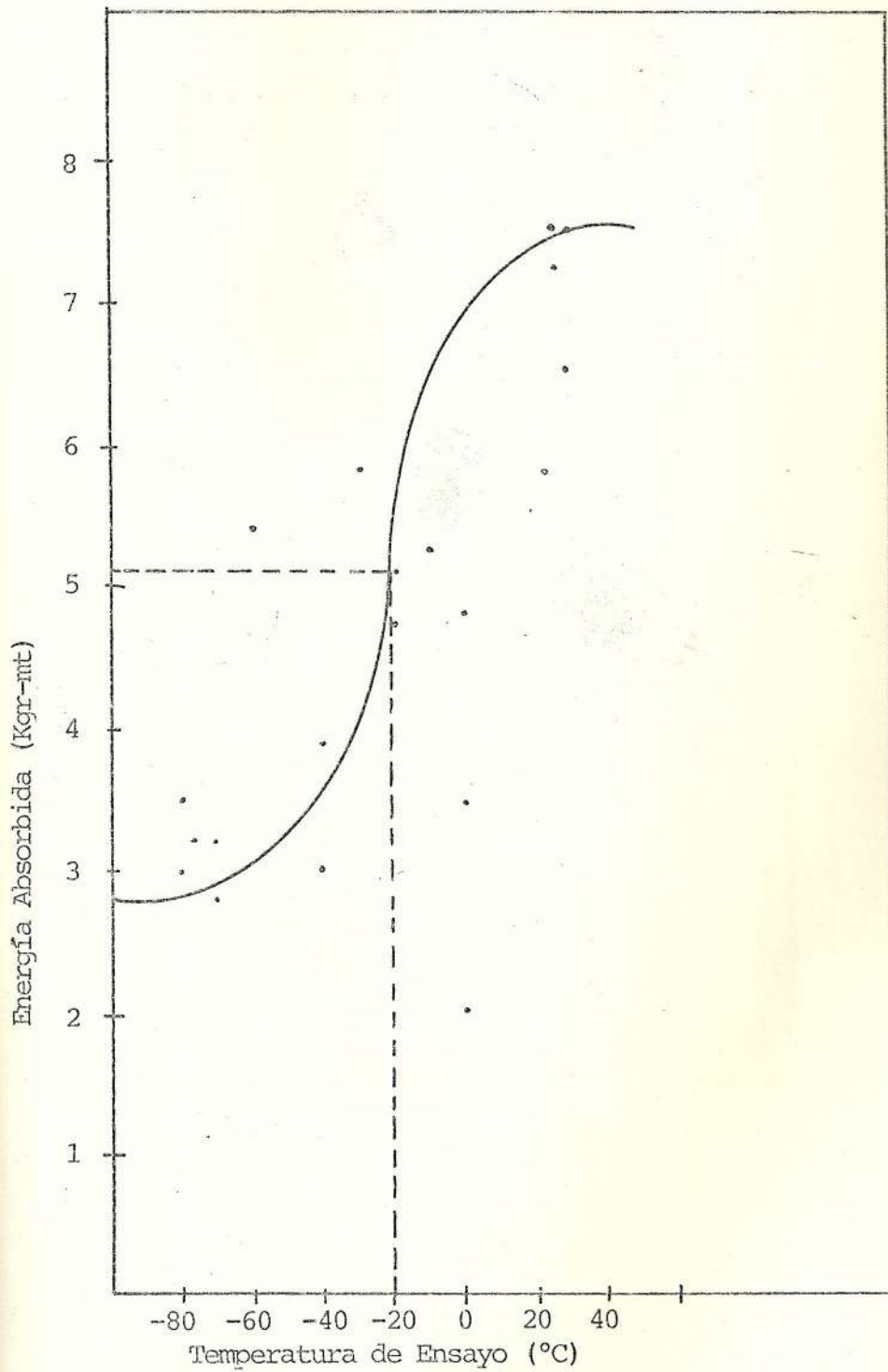
Temperatura de Transición de Impacto: -30°C

Valor de Impacto en el rango dúctil: 7 Kgr-mt (35.11 lbr-pie)

GRAFICO 11

Curva de Transición

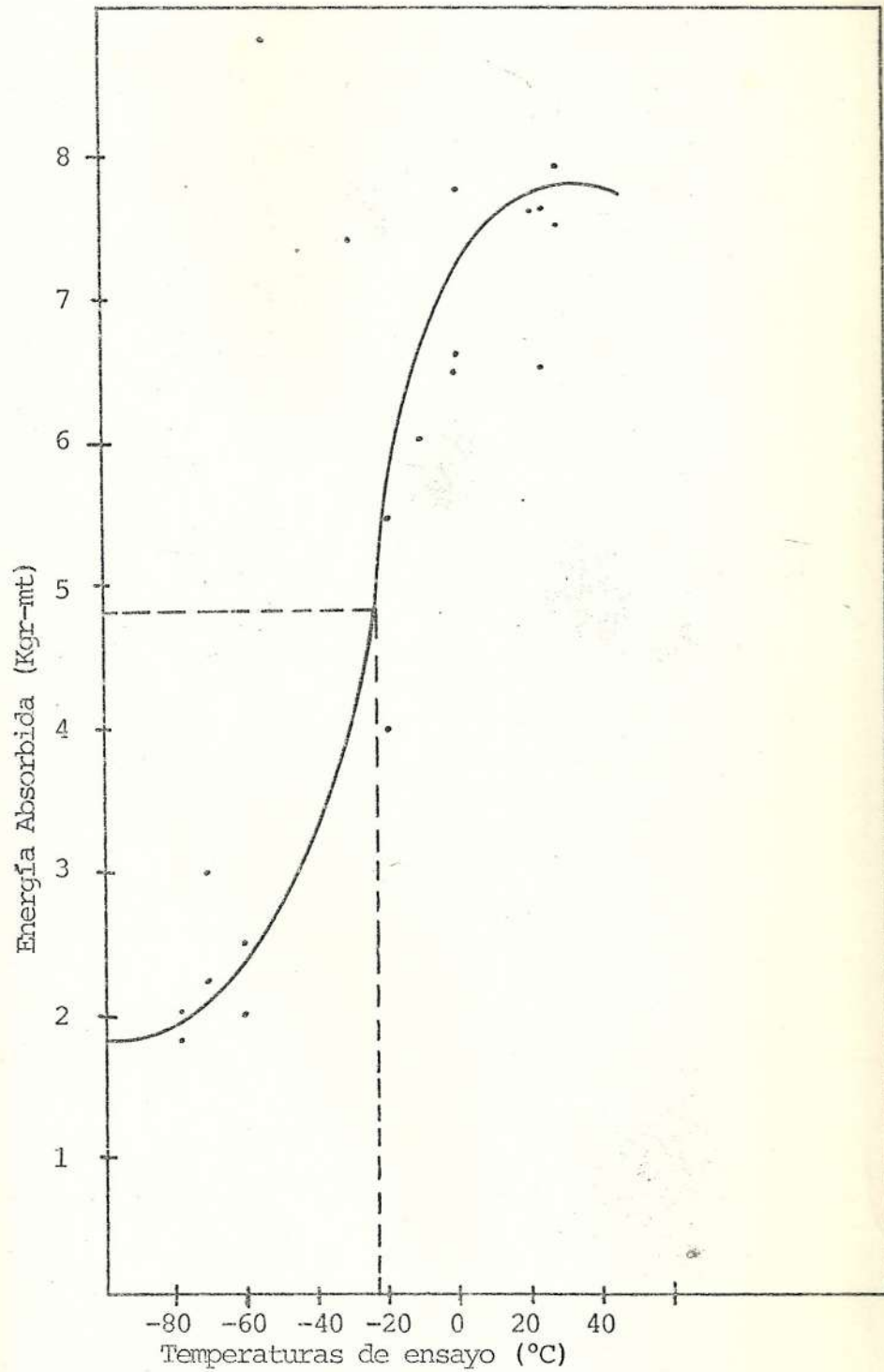
Probeta 123

Temperatura de Transición de Impacto: -22°C

Valor de Impacto en el rango dúctil: 7.5 Kgr-mt (37.6 lbr-pie)

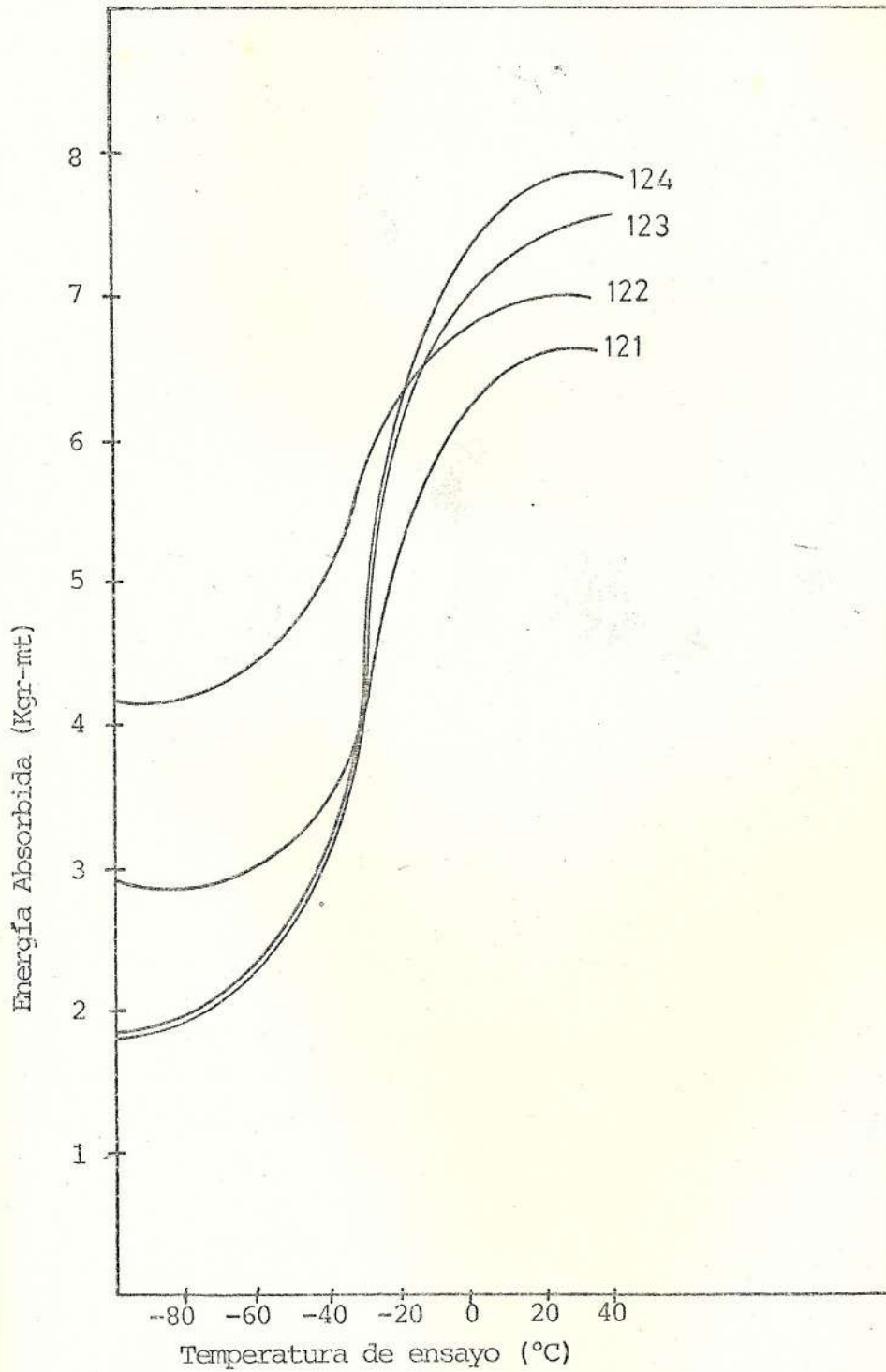
Curva de Transición

Probeta 124

Temperatura de Transición de Impacto: -22°C

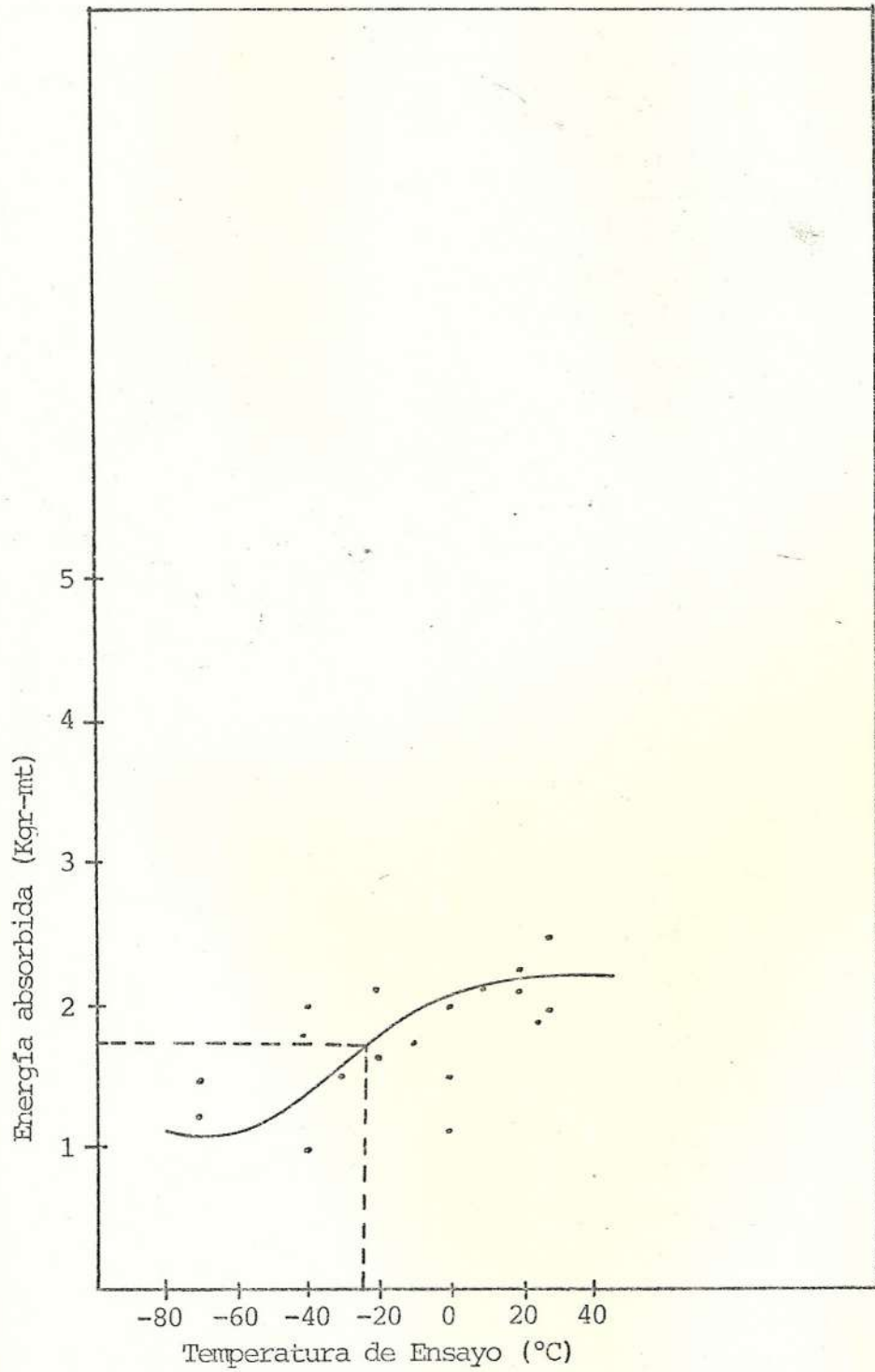
Valor de Impacto en el rango dúctil: 8.75 Kgr-mt (13.89 lbr-pie)

Curvas de Transición

Probetas 121, 122,
123, 124 Hierro Dúctil 1

Curva de Transición

Probetas: 211

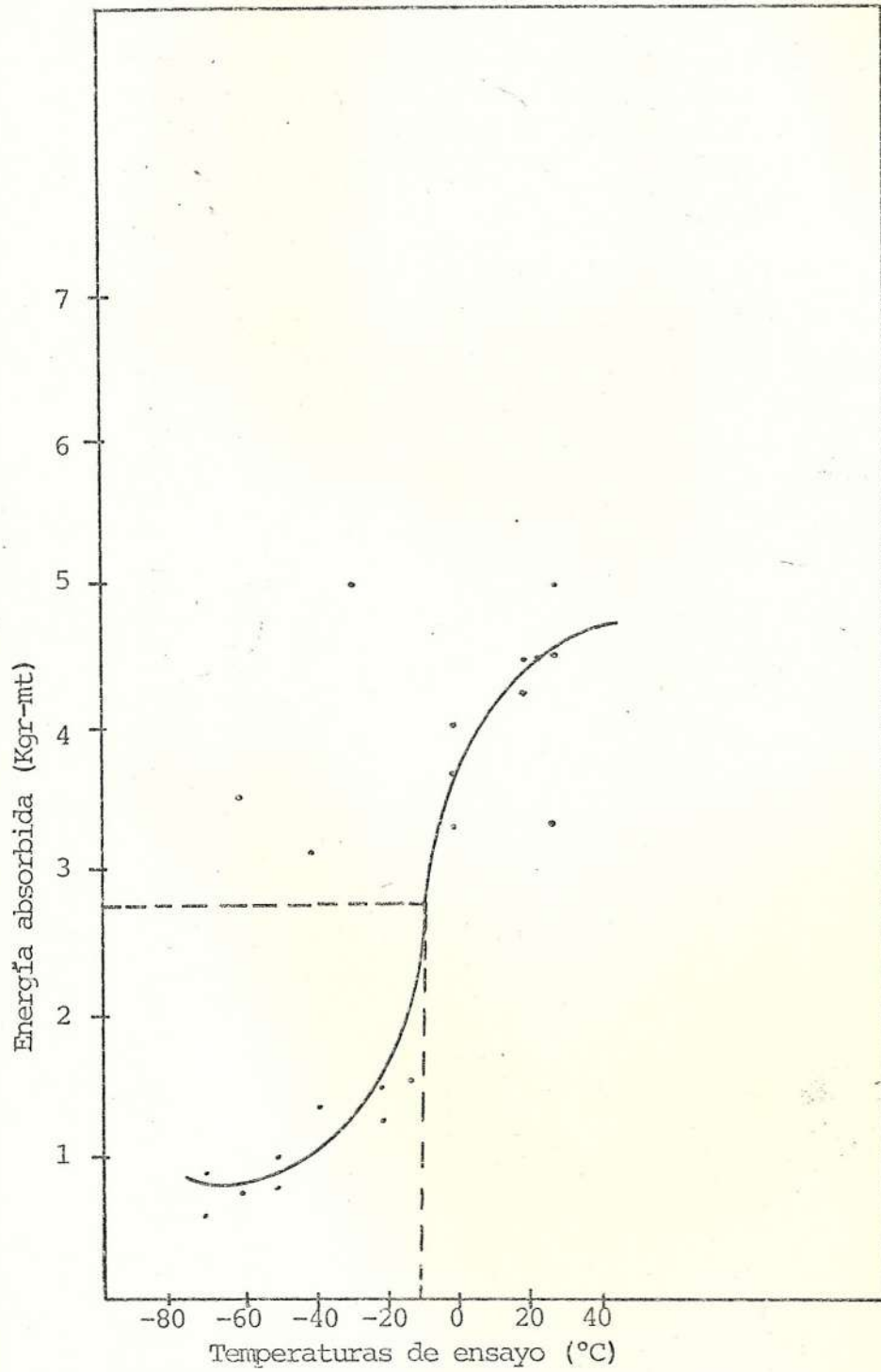


Temperatura de Transición de Impacto: -25°C

Valor de Impacto en el rango dúctil: 2.25 Kgr-mt (11.29 lbr-pie)

Curvas de Transición

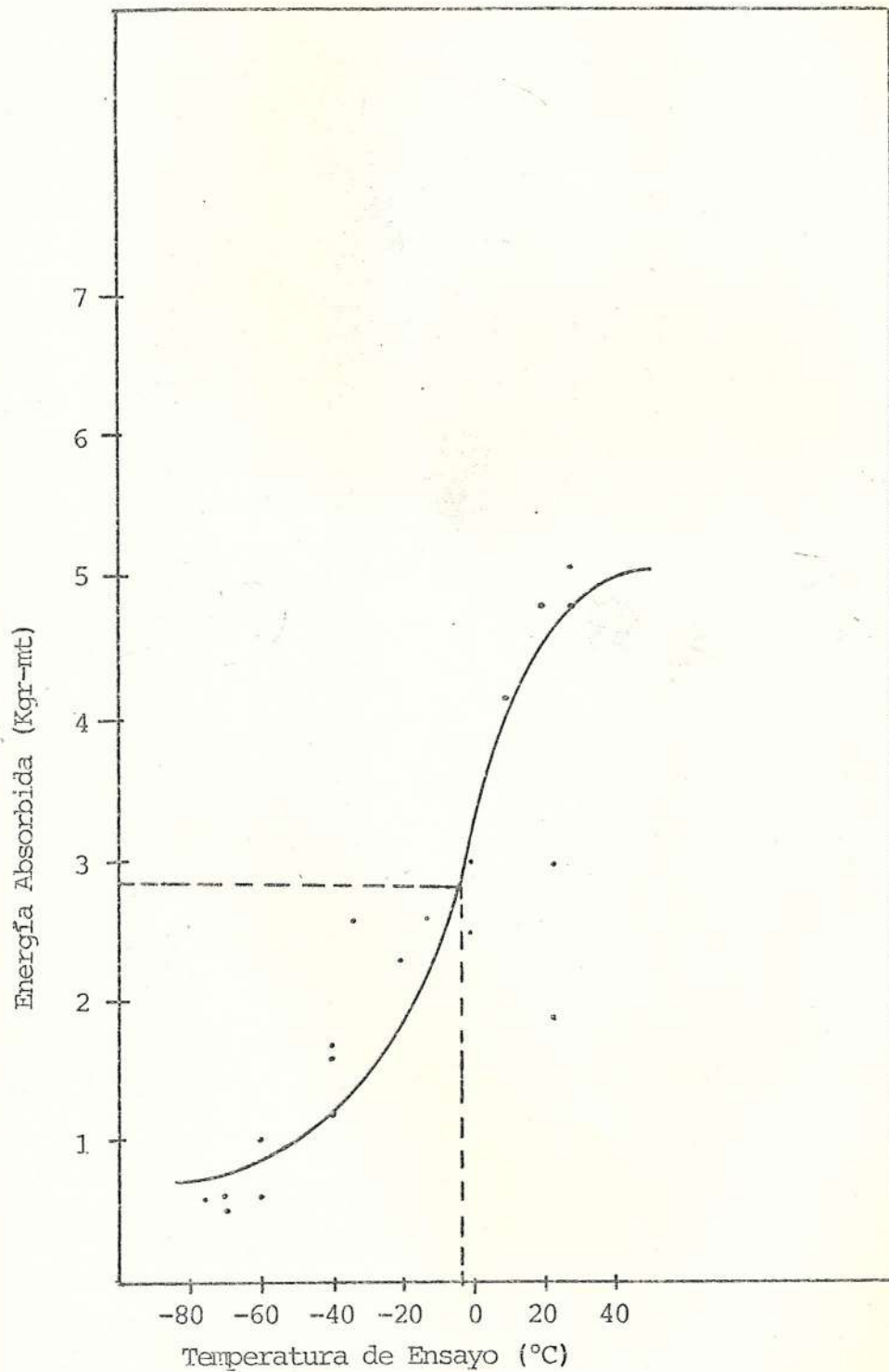
Probetas 212

Temperatura de Transición de Impacto: -10°C

Valor de Impacto en el rango dúctil: 2.75 Kgr-mt (23.07 lbr-pie)

Curva de Transición

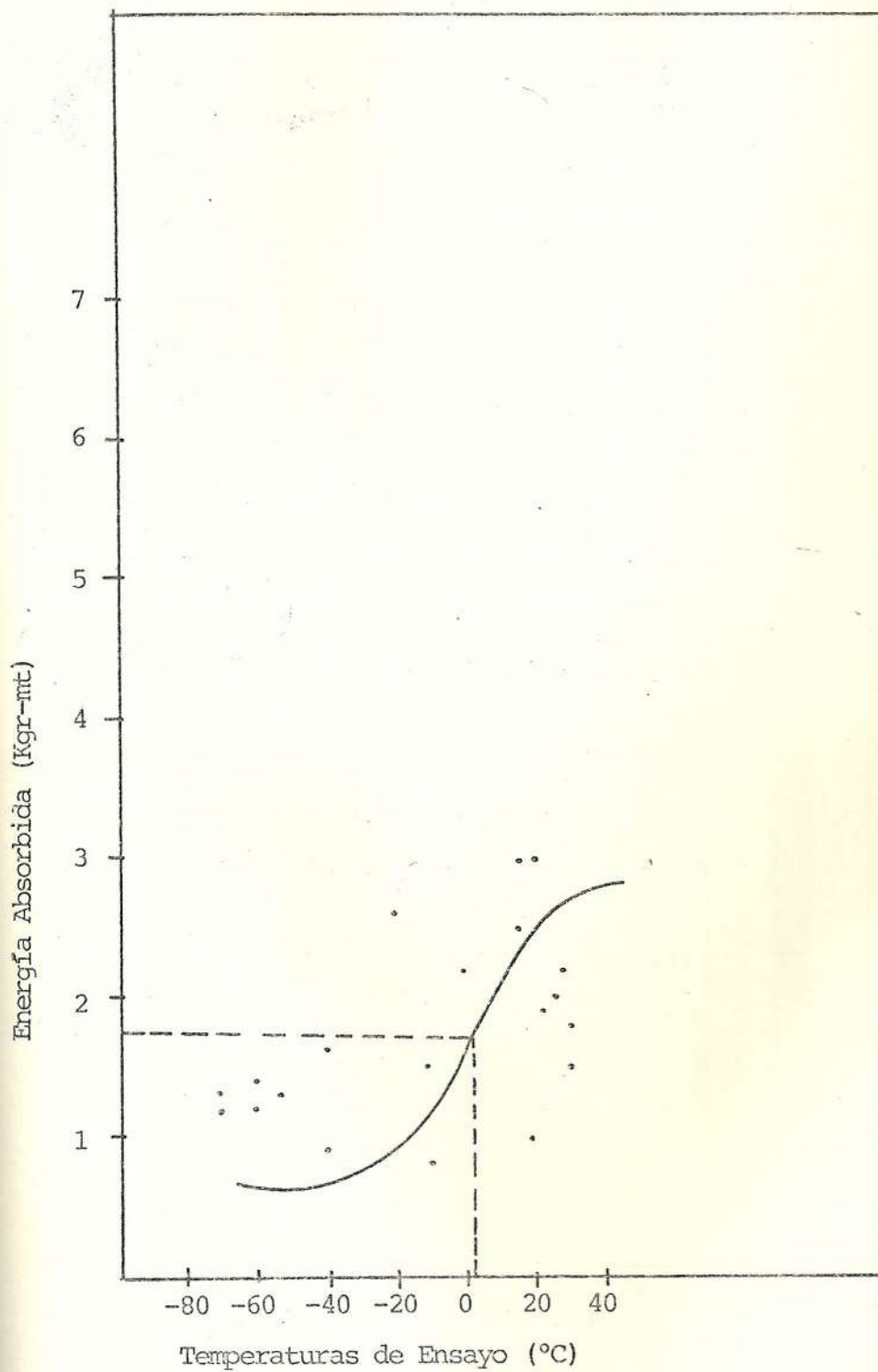
Probetas 213

Temperatura de Transición de Impacto: -4°C

Valor de Impacto en el Rango dúctil: 4.8 Kgr-mt (24.08 lbr-pie)

Curva de Transición

Probetas 214



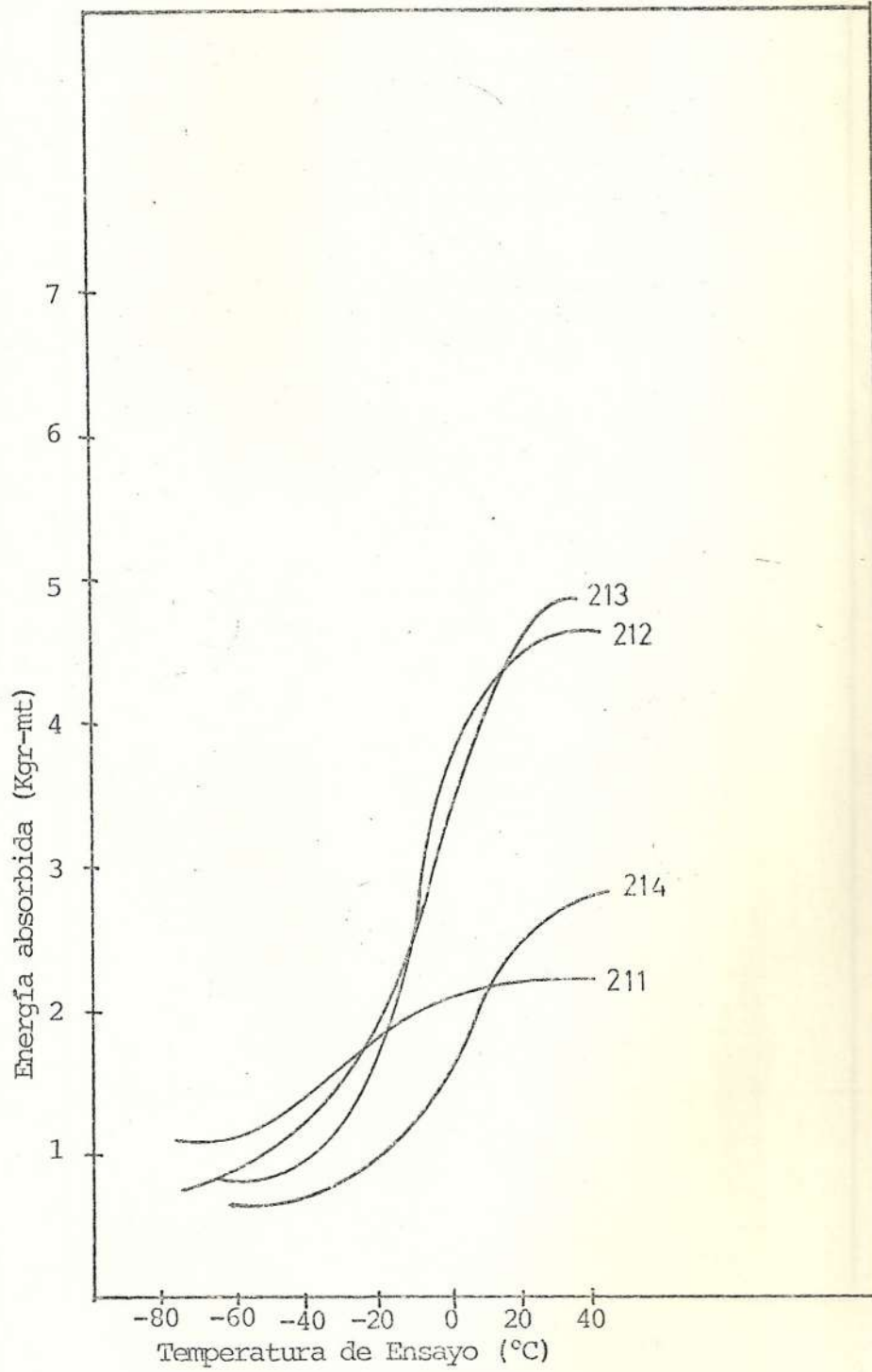
Temperatura de Transición de Impacto: +2°C

Valor de Impacto en el rango dúctil: 2.85 Kgr-mt (14.3 lbr-pie)

Curvas de Transición

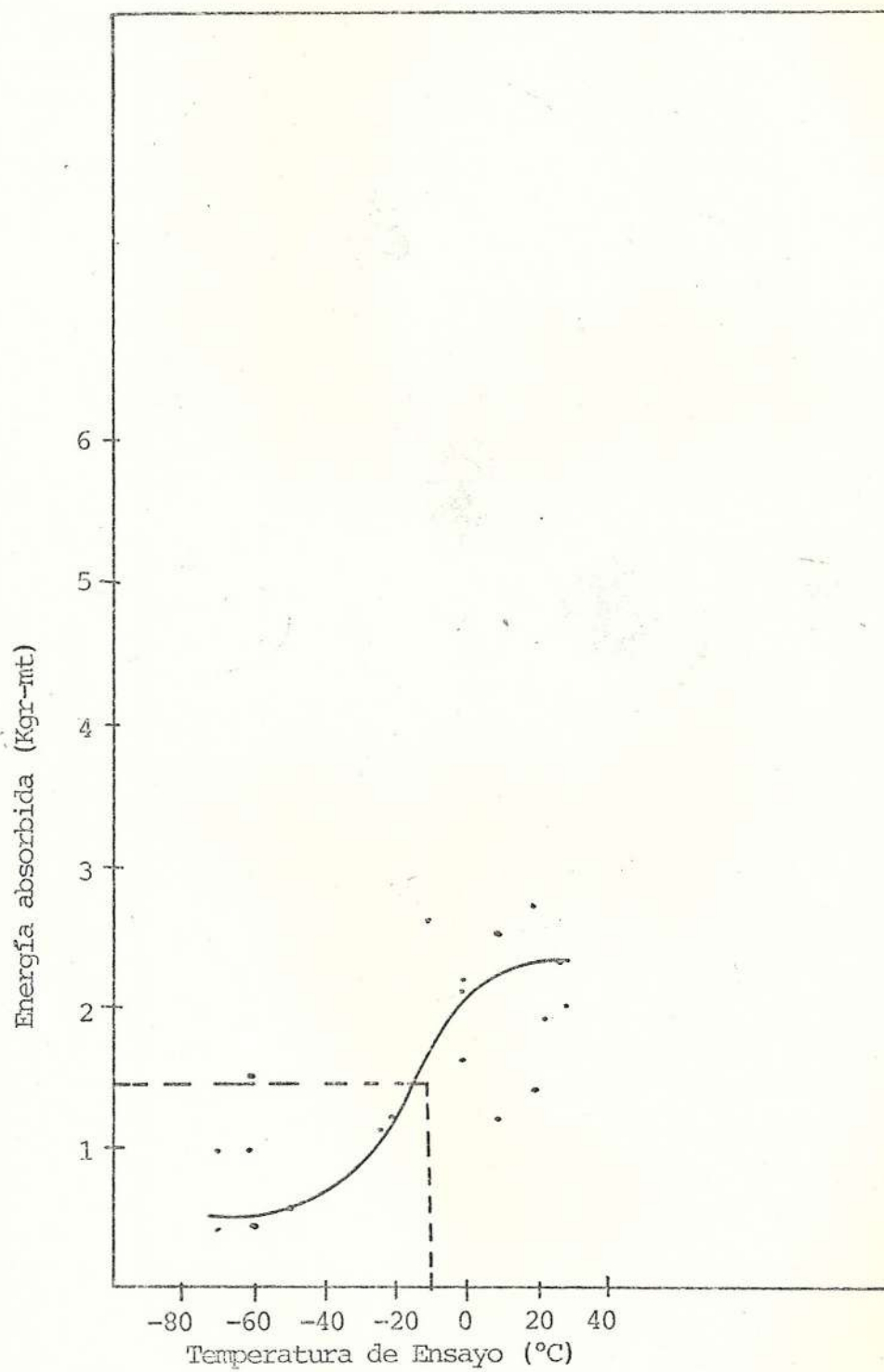
Probetas 211, 212
213, 214

Hierro Dúctil 2



Curva de Transición

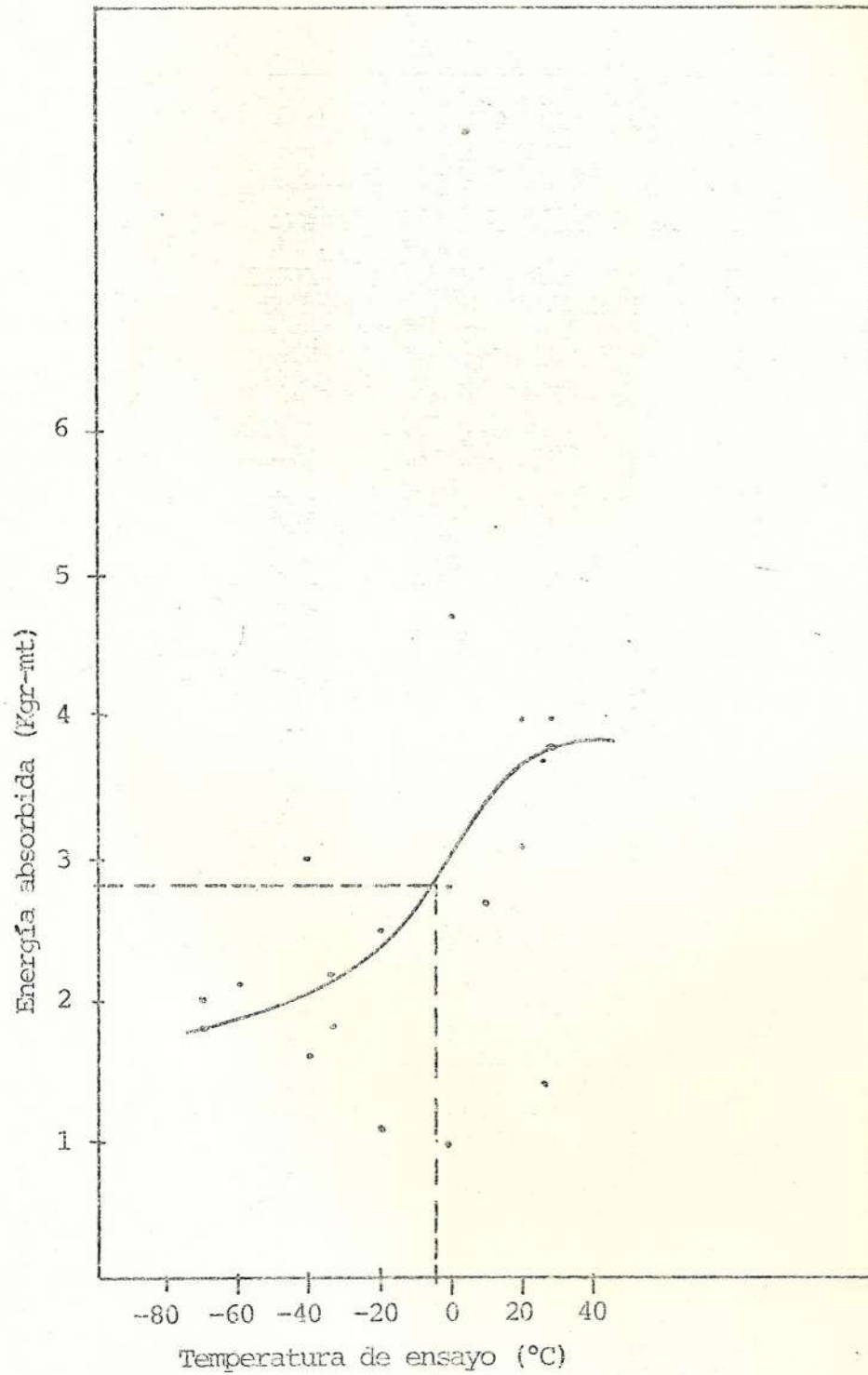
Probetas 221

Temperatura de Transición de Impacto: -10°C

Valor de Impacto en el rango dúctil: 2.2 Kgr-mt (11.30 lbr-pie)

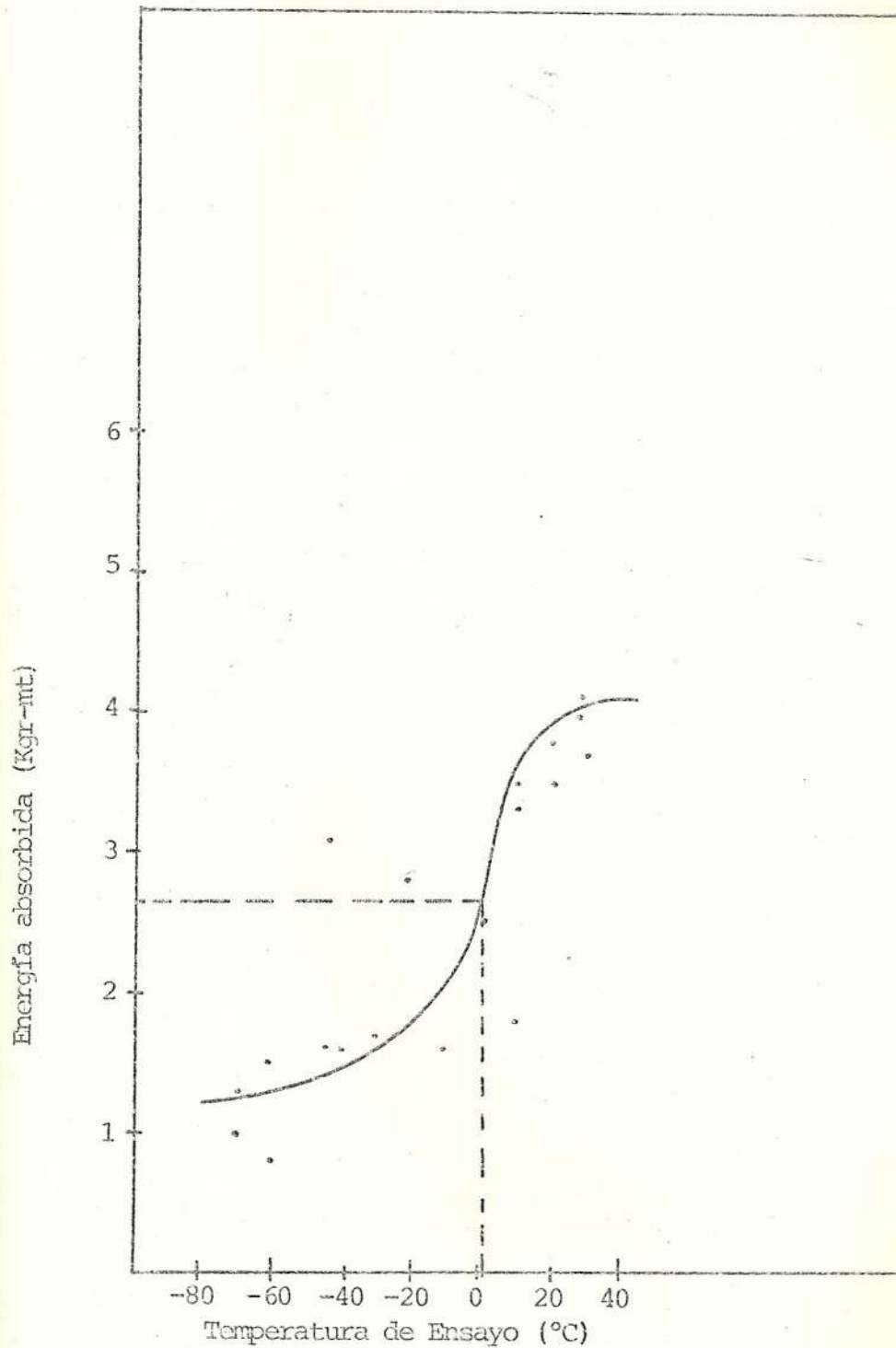
Curva de Transición

Probetas: 222

Temperatura de Transición de Impacto: -5°C

Valor de Impacto en el Rango Dúctil: 3.8 Kgr-mt (19.10 lbr-pie)

Curva de Transición
Probetas 223

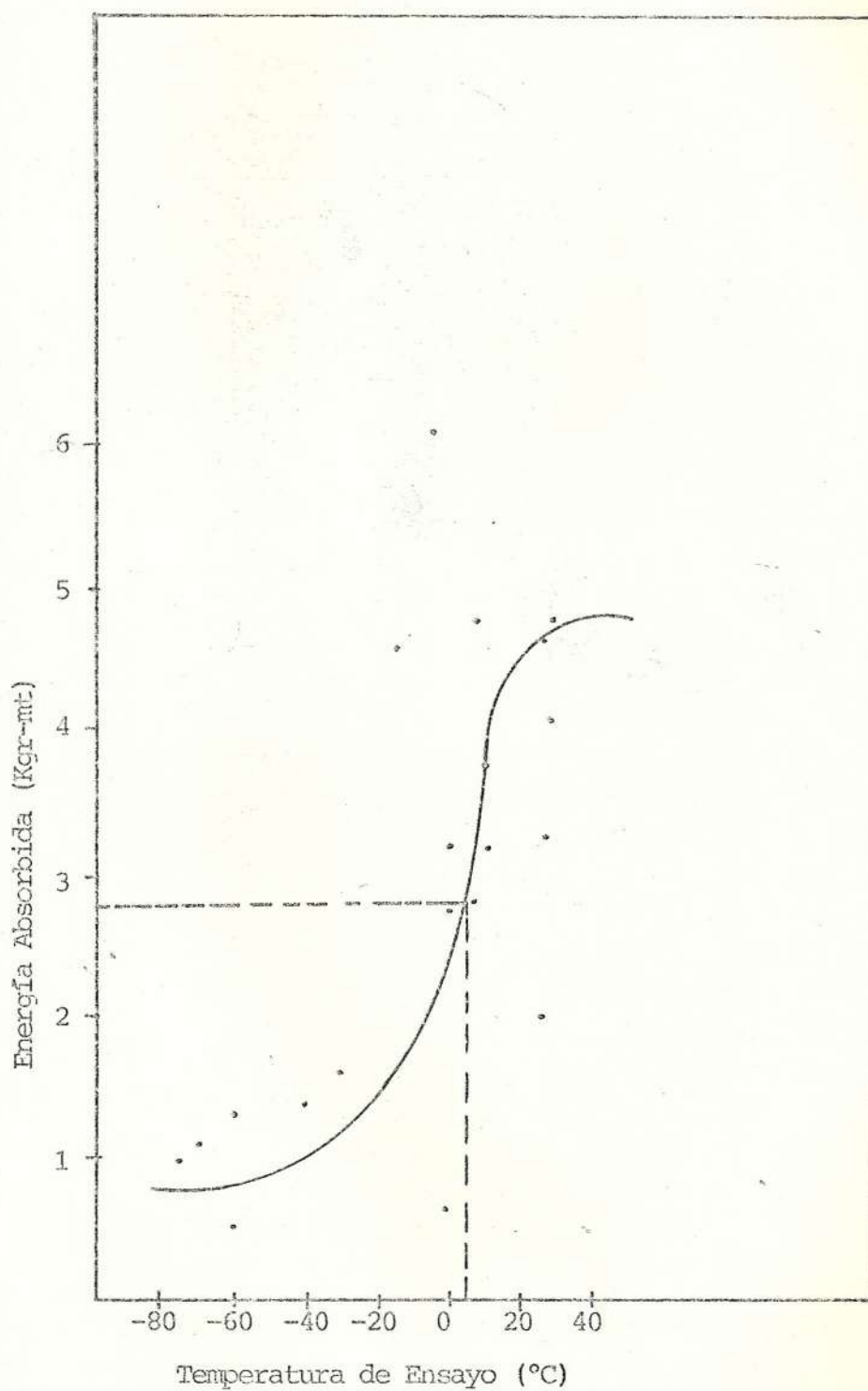


Temperatura de Transición de Impacto: 0°C

Valor de Impacto en el rango dúctil: 4.10 Kgr-mt (20.6 lbr-pie)

Curva de Transición

Probetas 224



Temperatura de Transición de Impacto: 5°C

Valor de Impacto en el rango dúctil: 4.75 Kgr-mt (23.8 lbr-pie)

Curvas de Transición

Probetas 221, 222
223, 224

Hierro Dúctil 2

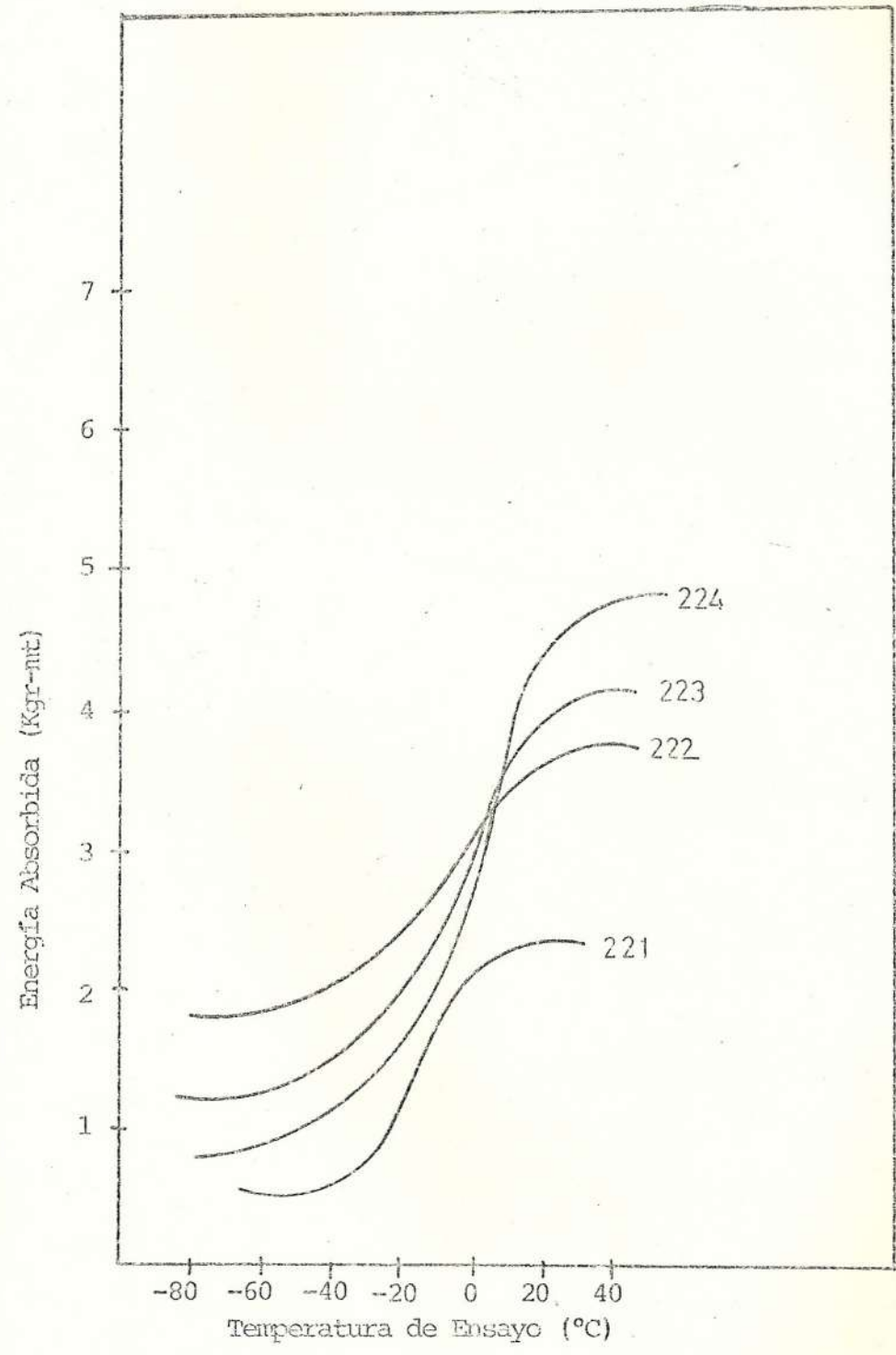
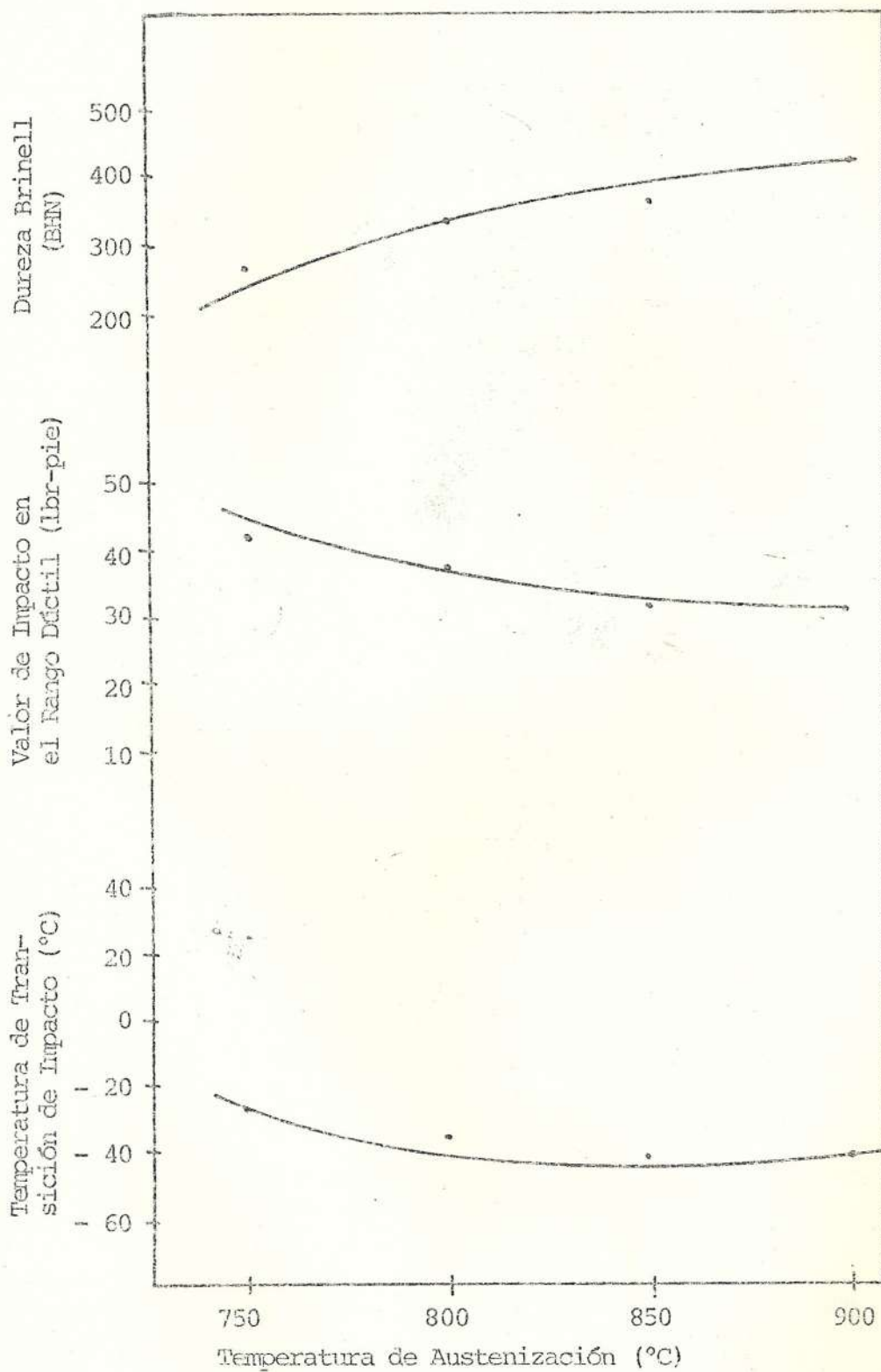


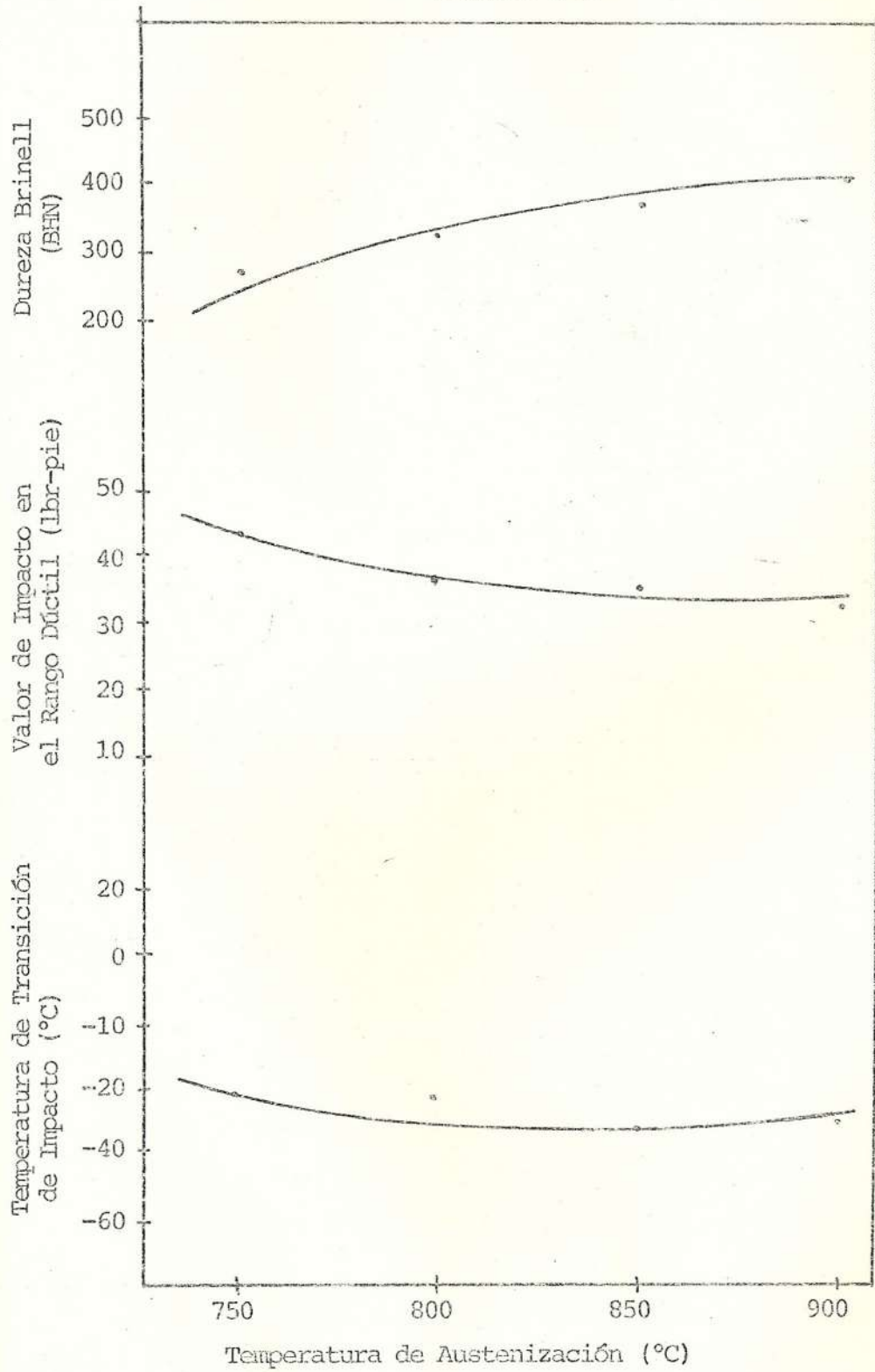
GRAFICO 24

Variación de propiedades mecánicas con temperaturas de austenización para Temple y Revenido del Hierro Nodular # 1.



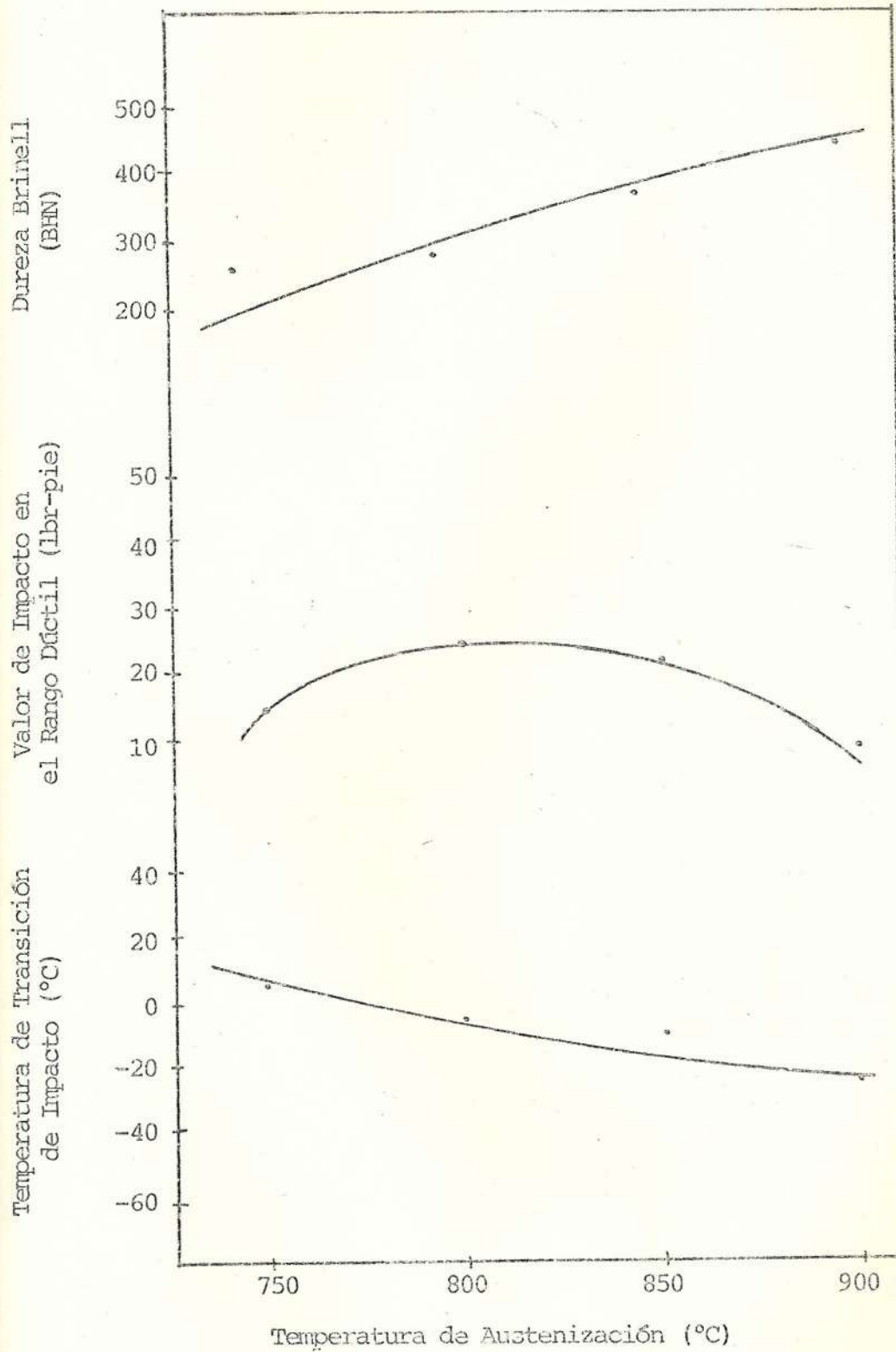
Sin tratamiento previo al Temple y Revenido

Variación de propiedades mecánicas con temperaturas de austenización para Temple y Revenido del Hierro Modular # 1.



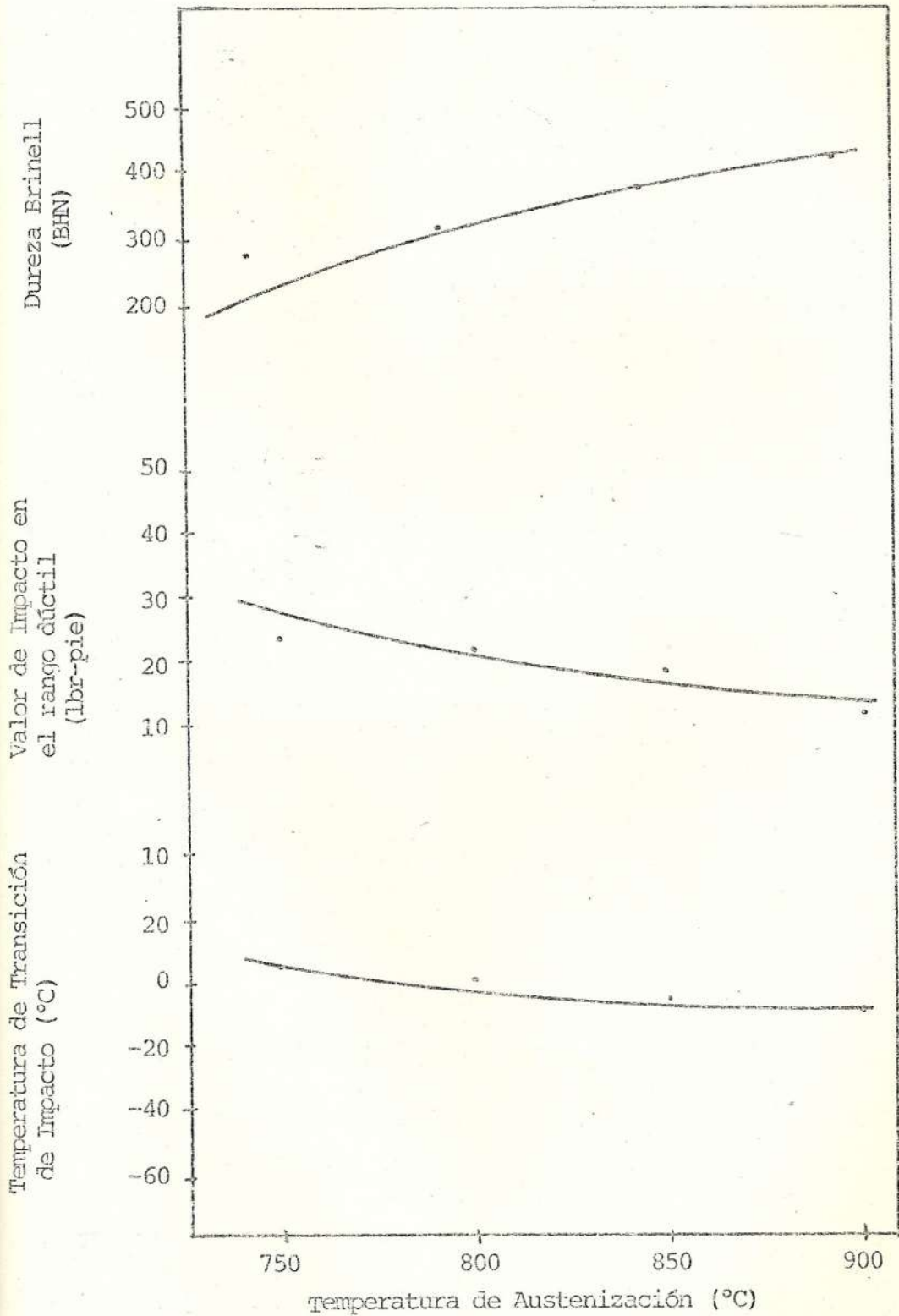
Normalizado previo al Temple y Revenido

Variación de Propiedades Mecánicas con Temperaturas de Austenización para Temple y Revenido de Hierro Nodular # 2.



Sin tratamiento térmico previo al temple y revenido

Variación de propiedades mecánicas con temperaturas de austenización para Temple y Revenido del Hierro Nodular # 2.



Normalizado previo al Temple y Revenido

2.6.3 METALOGRAFIA

Luego realizamos el estudio metalográfico con el fin de analizar las microestructuras de la fundición, las cuales determinan las propiedades mecánicas obtenidas.

Primero se analizarán muestras del primer Hierro Dúctil, conteniendo 3.52% C, 1.67% Si, 0.93% Mn, 0.052% P, 0.010% S y 0.052% Cr. Con Tratamientos de Temple y Revenido, sin ningún previo tratamiento. Las temperaturas de austenización varían entre 900 y 750°C.

Para las temperaturas de austenización de 900 y 850°C la estructura es martensita revenida con algunos rastros de austenita retenida.

A temperaturas de austenización de 800°C la matriz es martensita revenida y aparece la ferrita, la cual rodea al grafito esferoidal.

A temperatura de 750°C la microestructura es ferrita y perlita siendo la perlita menor a la que tenía en su origen.

Grafitización secundaria se hizo presente, su cantidad disminuye conforme decrece la temperatura de austenización. Estas microestructuras son mostradas en las Fotos 3 a 6.

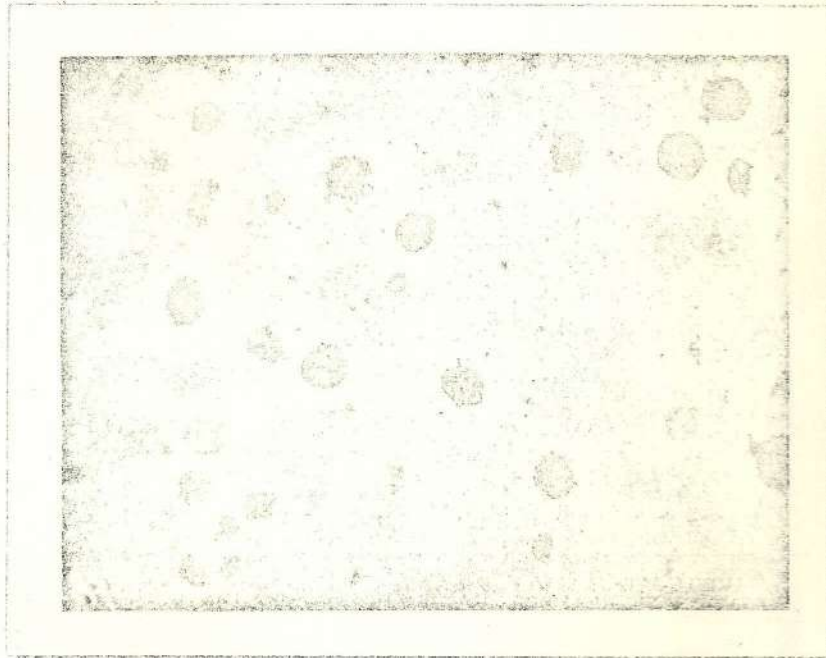
Para las muestras con el normalizado previo al Temple y Revenido las temperaturas de transformación aparecieron igual a las de las muestras sin este tratamiento previo. Son mostradas en las Fotos 7 a 10.

El segundo Hierro Dúctil, conteniendo 3.10% C, 2.33% Si, 0.92% Mn, 0.048% P y 0.005% S y 0.32% Cr, sin previo tratamiento al Temple y Revenido será analizado.

A la temperatura de austenización de 900°C, la matriz es martensítica con alto contenido de Carbono. Existe gran migración de carbono hacia la austenita.

A medida que disminuye la temperatura de austenización, la austenización es incompleta y aparece la ferrita y perlita, aunque al igual que en material anterior la cantidad de perlita es menor que en su condición original.

La grafitización secundaria fue mayor que en la fundición anterior. El alto contenido de Silicio pudo favorecer la formación de grafito y ferrita y el alto contenido de grafito secundario indica lo que ha ocurrido. Al igual que la microestructura de la fundición original se observó formas variadas de grafito a parte del S.G. (Grafito Esferoidal), éstas fueron formas vermicular y explotadas. Lo demostramos en la Foto 2.



Nital 0.5% 230X

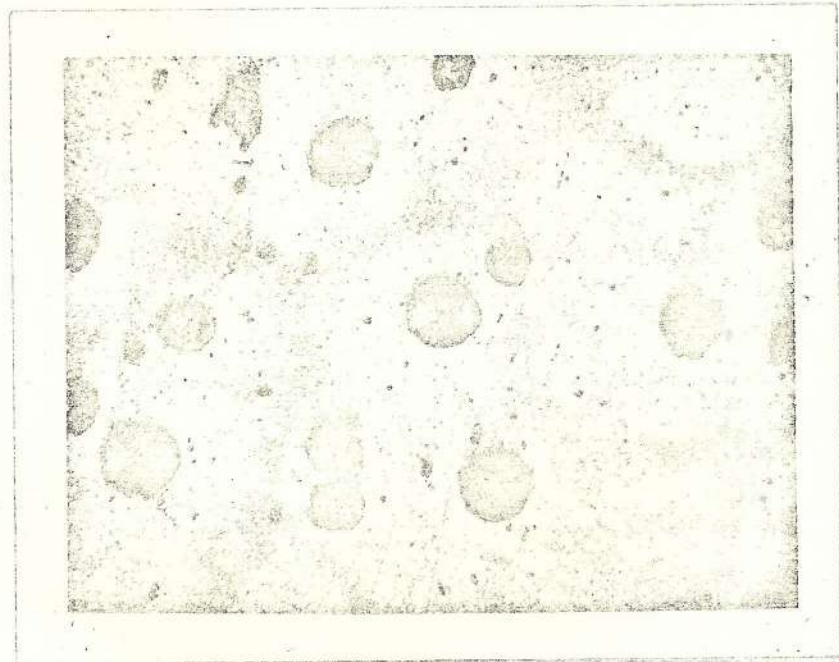
F O T O 3

Hierro Dúctil

Tratamiento Térmico: Temple y Revenido

Probeta: 111

Microestructura: Martensita revenida, rastros
de austenita retenida y Gra-
fito Esferoidal.



Nital 0.5%

200X

F O T O 4

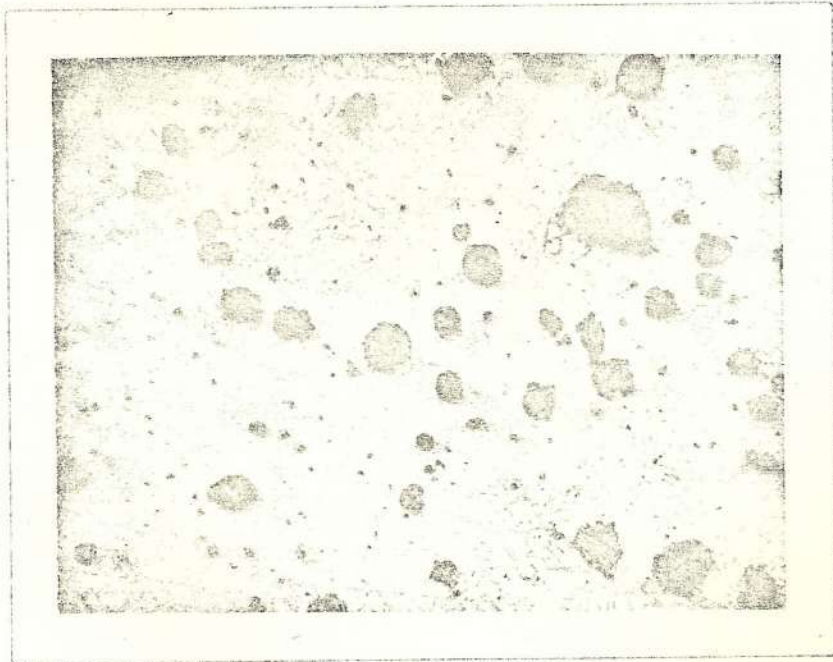
Hierro Dúctil

Tratamiento Térmico: Temple y Revenido

Probeta: 112

Temperatura de Austenización: 850°C

Microestructura: Martensita Revenida + Grafito
Esferoidal.



Nital 3 %

200X

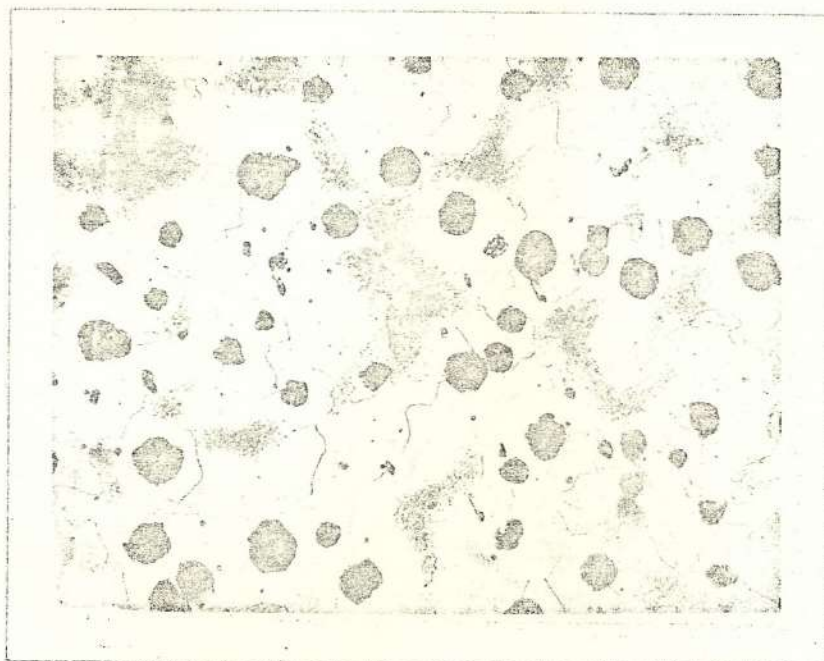
F O T O 5

Probeta 113

Tratamiento Térmico: Temple y Revenido

Temperatura de Austenización: 800°C

Microestructura: Martensita y ferrita + Grafito
Esferoidal.



Nital 3%

200X

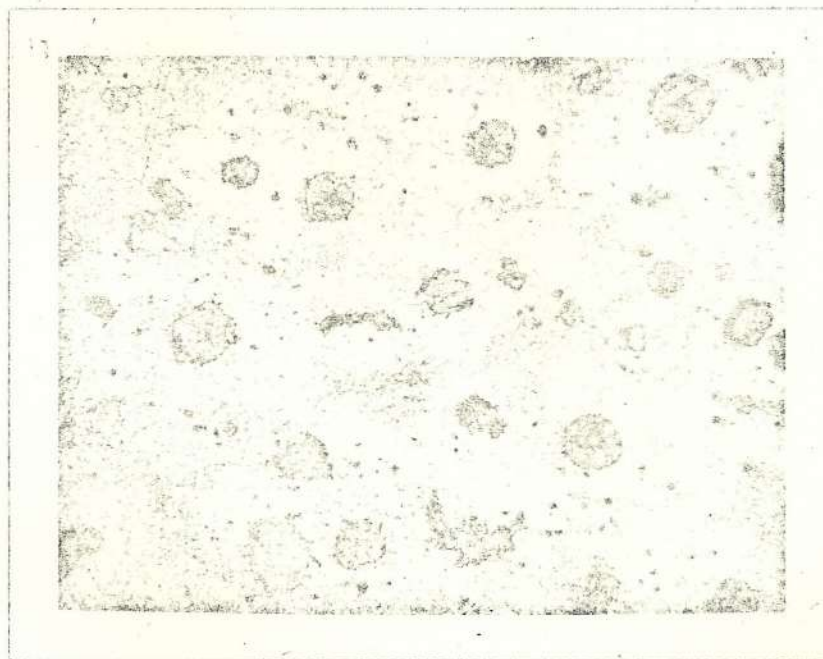
F O T O 6

Probeta 114

Tratamiento Térmico: Temple y Revenido

Temperatura de Austenización: 750°C

Microestructura: Ferrita y Perlita + Grafito
Esferoidal



Nital 0.5%

200 X

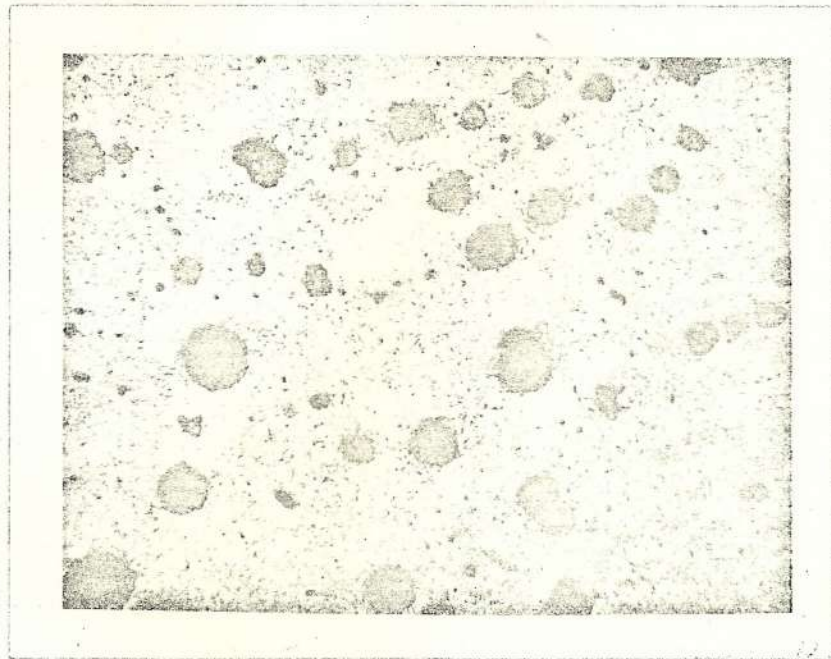
F O T O 7

Probeta 121

Tratamientos Térmicos: Normalizado, Temple
y Revenido

Temperatura de Austenización: 900°C

Microestructura: Martensita Revenida + Grafito
Esferoidal.



Nital 0.5%

200 X

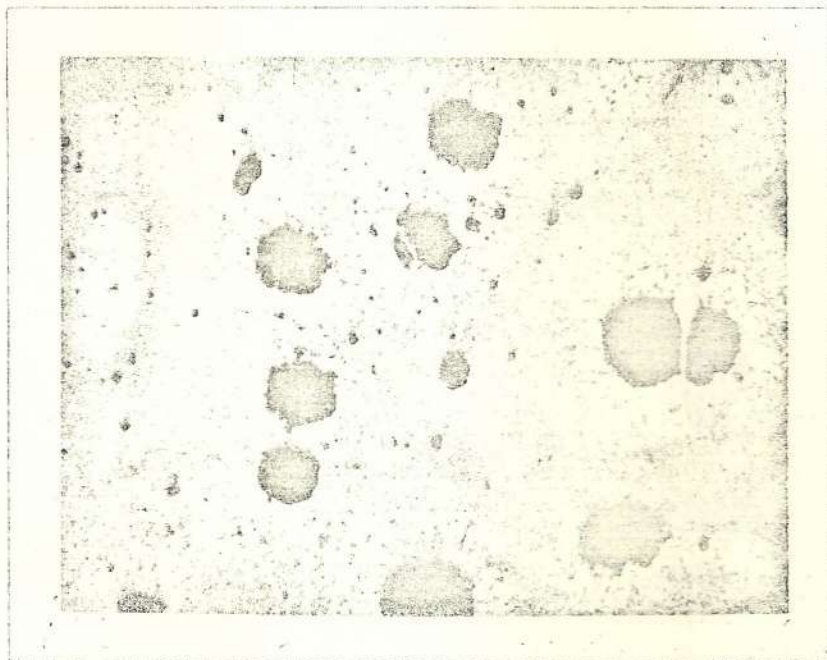
F O T O 8

Probeta 122

Tratamientos Térmicos: Normalizado, Temple y
Revenido.

Temperatura de Austenización: 850°C

Microestructura: Martensita + Grafito Esferoidal



Nital 3%

200 X

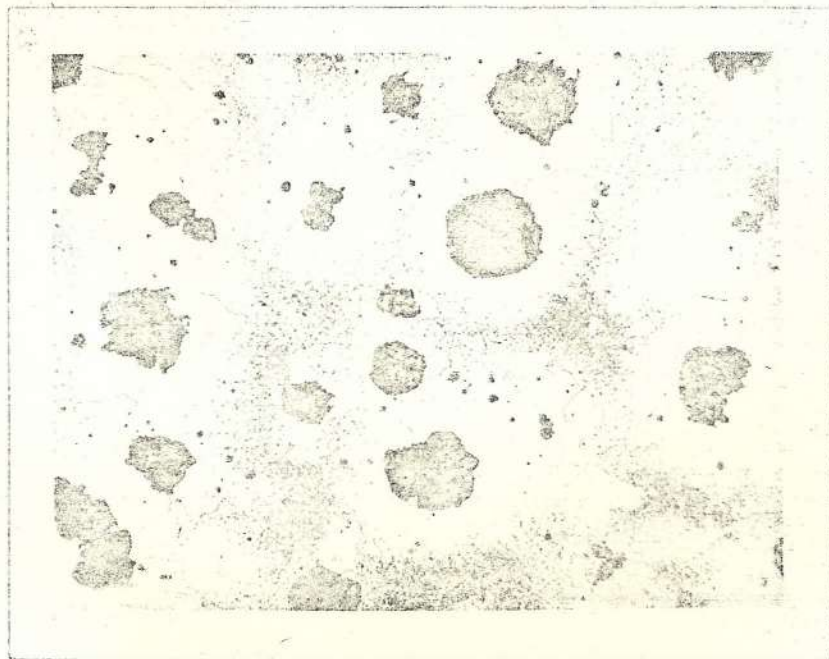
F O T O 9

Probeta 123

Tratamientos Térmicos: Normalizado, Temple y
Revenido.

Temperatura de Austenización: 800°C

Microestructura: Martensita + Ferrita + Grafito
Esferoidal.



Nital 3%

200 X

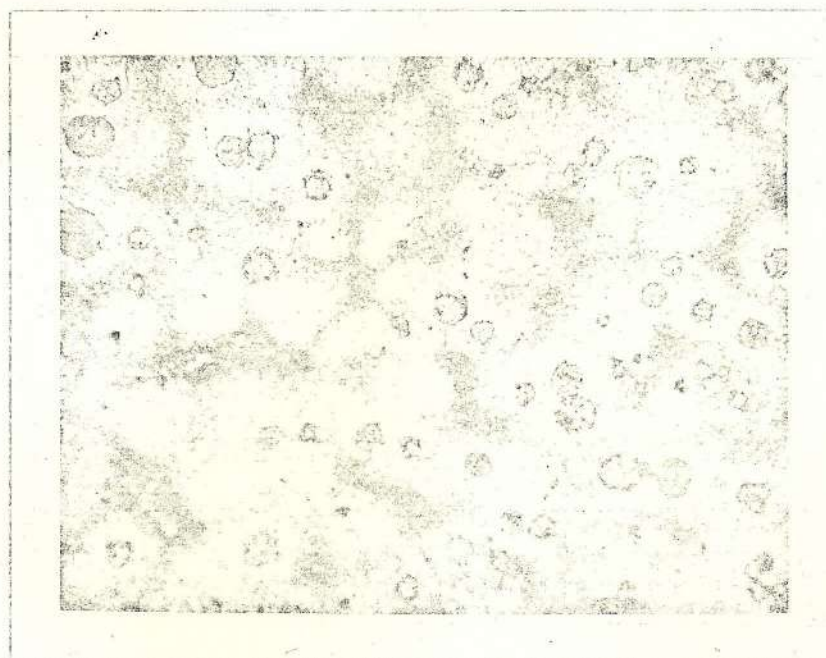
F O T O 10

Probeta 124

Tratamientos Térmicos: Normalizado, Temple
y Revenido

Temperatura de Austenización: 750°C

Microestructura: Ferrita + Perlita + Grafito
Esferoidal.



Nital 0.5%

200 X

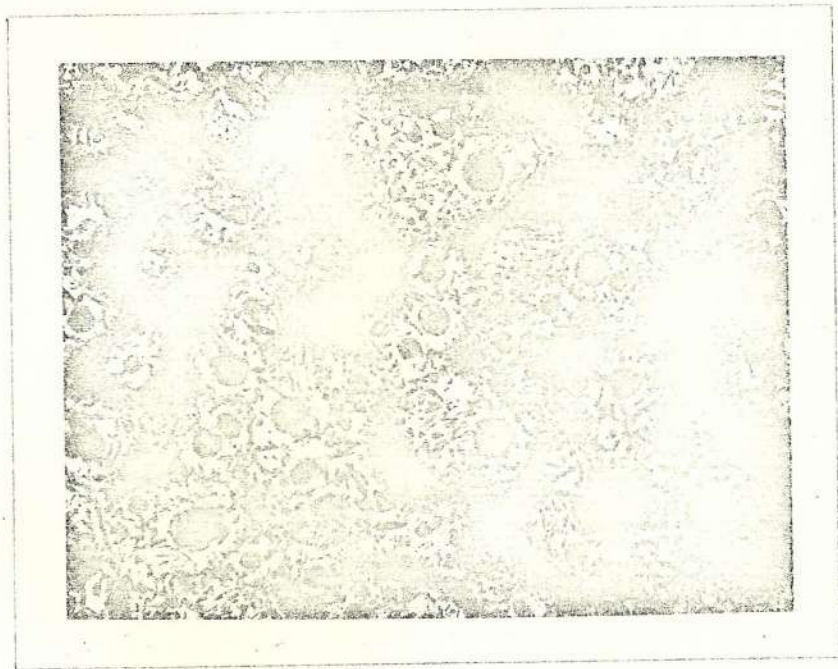
F O T O 11

Probeta 211

Tratamiento Térmico: Temple y Revenido

Temperatura de Austenización: 900°C

Microestructura: Martensita con gran contenido
de Carbono.



Nital 0.5%

200 X

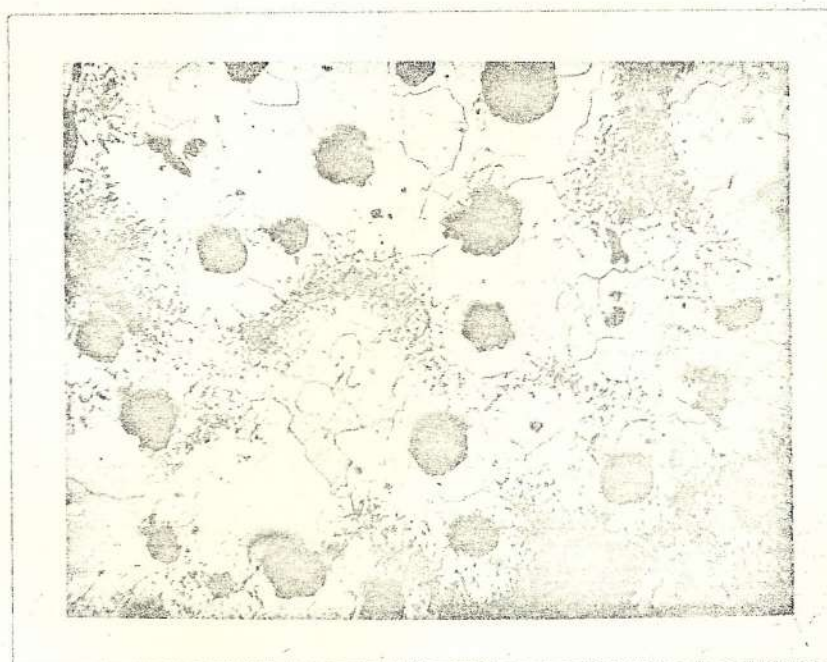
F O T O 12

Probeta 212

Tratamiento Térmico: Temple y Revenido

Temperatura de Austenización: 850°C

Microestructura:



Nital 3 %

200 X

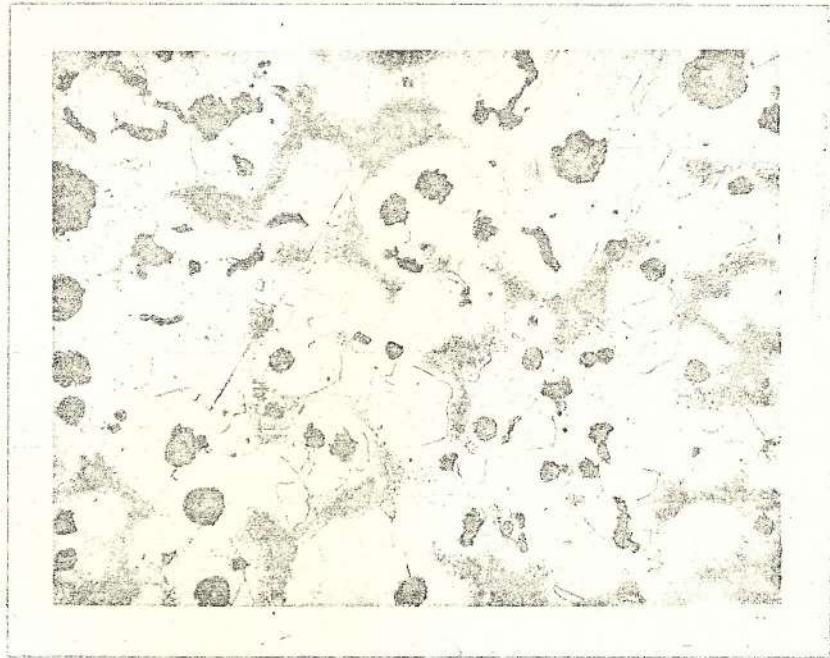
FOTO 13

Probeta 213

Tratamiento Térmico: Temple y Revenido

Temp. de Austenización: 800°C

Microestructura: Ferrita y Perlita



Nital 3%

230 X

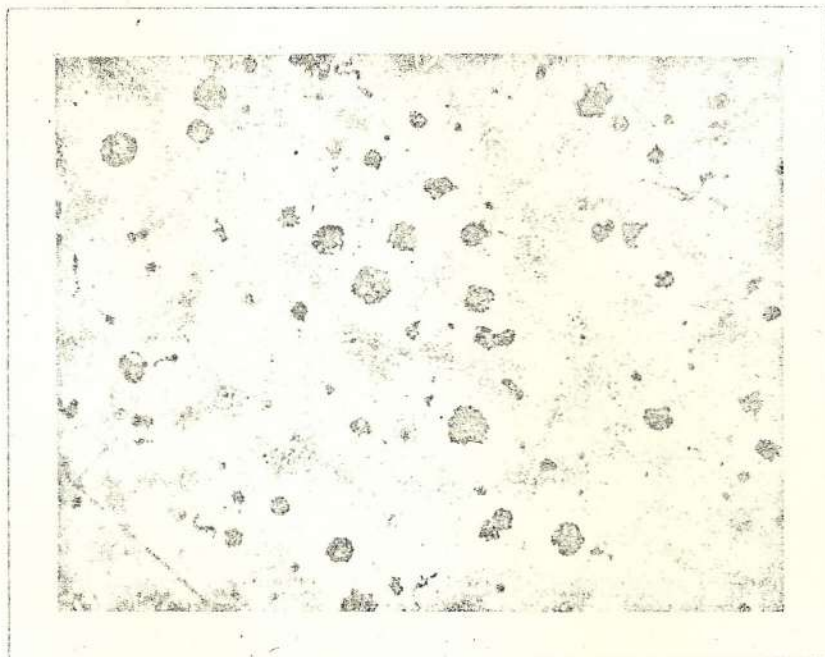
F O T O 14

Probeta 214

Tratamientos Térmicos: Temple y Revenido

Temperatura de Austenización: 750°C

Microestructura: Ferrita y Perlita



Nital 0.5%

200 X

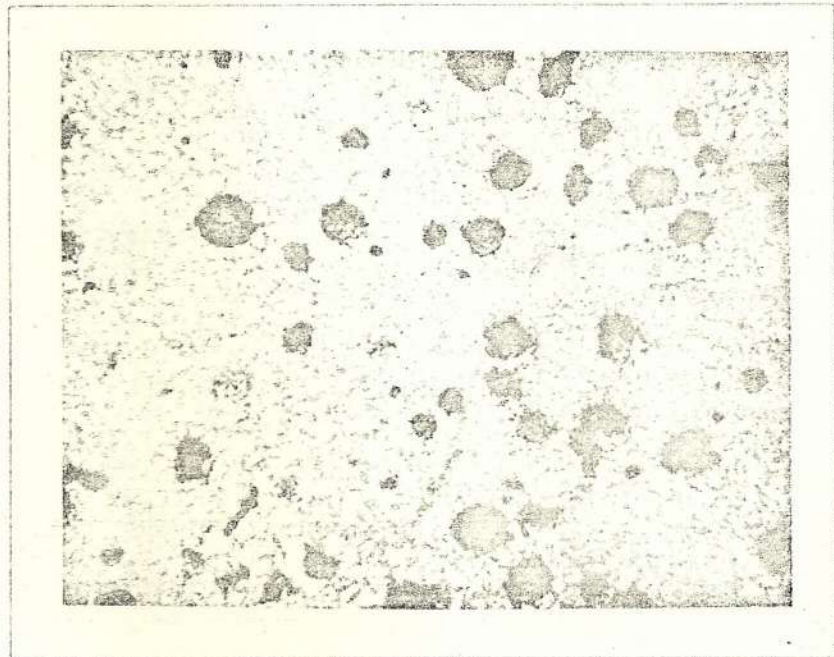
F O T O 15

Probeta 221

Tratamiento Térmico: Normalizado, Temple
y Revenido

Temp. de Austenización: 900°C

Microestructura: Martensita



Nital 0.5%

200 X

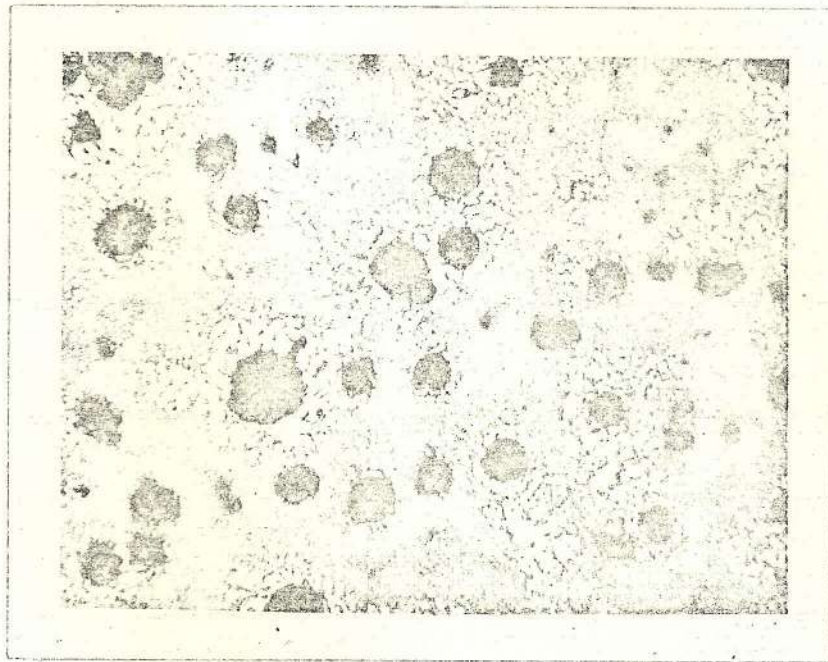
F O T O 16

Probeta 222

Tratamiento Térmico: Normalizado, Temple y
Revenido.

Temp. de Austenización: 850°C

Microestructura: Ferrita + Perlita + Grafito
Esferoidal.



Nital 3%

200 X

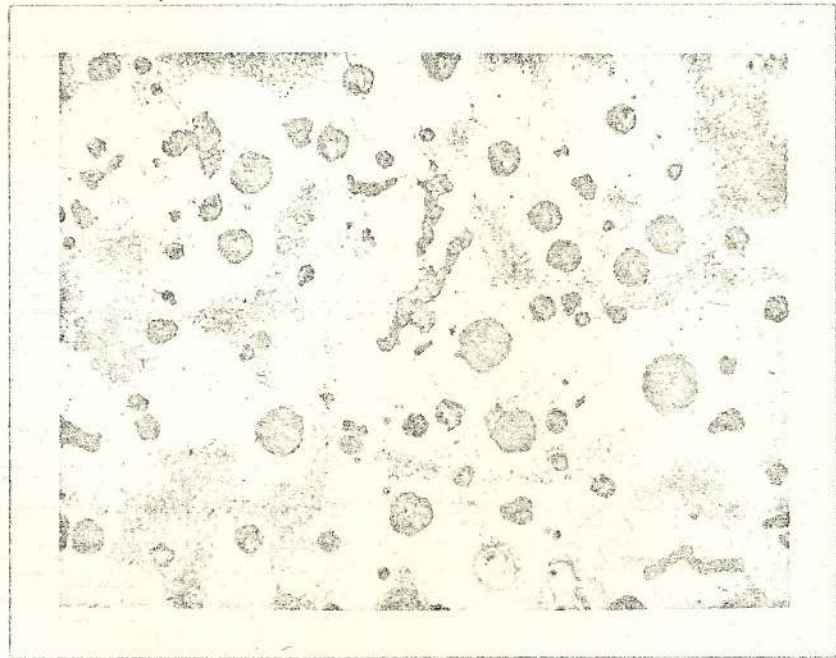
FOTO 17

Probeta 223

Tratamiento Térmico: Normalizado, Temple y
Revenido.

Temp. de Austenización: 800°C

Microestructura: Ferrita y Perlita + Grafito
Esferoidal.



Nital 3%

200 X

F O T O 18

Probeta 224

Tratamientos Térmicos: Normalizado, Temple
y Revenido.

Temp. de Austenización: 750°C

Microestructura: Ferrita y Perlita + Grafito
Esferoidal.

DISCUSION DE RESULTADOS

En este trabajo se ha tratado de llegar a establecer la influencia que tienen los parámetros de Temperatura de Austenización y Composición Química sobre las propiedades mecánicas de los Hierros Nodulares, sometidos a Tratamientos Térmicos de Temple y Revenido.

Este estudio tiene mucha importancia en la actualidad, ya que desde que se inventó el Hierro Nodular, su desarrollo ha sido tan vertiginoso que cada día ha ido reemplazando al acero en casi todas las aplicaciones tradicionales, actualmente la mejor identificación de uso de este material en reemplazo al acero está determinado por la fabricación de piñones sometidos a grandes sollicitaciones, se está demostrando que el reemplazo es eficaz técnica y económicamente.

En la parte teórica se ha tratado de recoger información bibliográfica relacionada con la influencia de estos parámetros sobre el proceso aunque no se ha establecido de manera concluyente el comportamiento de acuerdo con la variación que hagamos sobre ellos, o sea sobre los parámetros antes mencionados.

En la parte experimental se ensayaron dos tipos de materia-

les tratando de diferenciarlos por la composición química relativa al porcentaje de Si y de C, aunque poseen carbonos equivalentes muy similares, los porcentajes de Si van desde 1.6 hasta 2.33 y muchos autores que han tratado sobre el efecto del carbono equivalente aislando este término de los elementos principales que lo componen como son el C y Si, manifiestan que es posible predecir las propiedades mecánicas de resistencia a la tracción, dureza en función del valor carbono equivalente, pero en razón de utilizar estos materiales en aplicaciones que no tengan tanta exigencia, lo que significa la fabricación de un piñón sometido a elevadas cargas y velocidades.

Esta ha sido una de las razones que ha motivado el presente estudio ya que la condición más interesante que se observa en un elemento mecánico como el citado exige tener conocimientos muy precisos sobre las condiciones del material al ensayarlo bajo impacto.

Primero nos referiremos a los cambios que ocurren en las microestructuras de las muestras templadas y revenidas, sin y con previo normalizado.

Las microestructuras obtenidas del temple de Hierro Dúctil desde altas temperaturas de austenización fueron martensíticas en su 100%, esto ocurre porque las temperaturas de austenización estuvieron sobre el rango de temperaturas críticas. Para el Hierro Dúctil con bajo contenido de Si, esto

ocurre a las temperaturas de 850 a 900°C para ambos procesos de Tratamientos Térmicos sin y con previo normalizado al temple y revenido (Fotos 3, 4, 7 y 8). Para Hierro Dúctil con alto contenido de Si cuando la estructura es completamente martensítica es a 900°C para los dos procesos de Tratamientos Térmicos (Fotos 11 y 15).

Luego, se observa la aparición de ferrita, la que aumenta a medida que decrece la temperatura de austenización, puesto que hay un rango donde se encuentran presente austenita, ferrita y grafito y una vez realizado el temple desde temperaturas dentro de este rango crítico obtenemos estructuras de martensita y ferrita y cuando ya no aparece martensita quiere decir que el temple se realizó desde temperaturas bajo el rango de temperaturas críticas.

Para hierros con bajo contenido de Si y con los dos tratamientos de calor, la aparición de ferrita ocurre a 800°C (Fotos 5 y 9). En los Hierros con alto contenido de Si esta aparición de ferrita ocurre a 850°C, para los dos procesos (Fotos 12 y 16).

En las microestructuras obtenidas, para Hierros con bajo contenido de Si y a 750°C, son ferríticas-perlíticas (Fotos 6 y 10). Para hierros con alto contenido de silicio ya no hay rastros de martensita y la estructura es ferrítica-perlítica a temperatura de 750°C (Fotos 14 y 18).

Se observó que el contenido de perlita disminuyó del que tenían los Hierros Dúctiles en su condición de origen.

La elevación del contenido de Si es el causante de que las temperaturas críticas superior e inferior sean mayores que la de los Hierros de bajo contenido de Si. Esto ocurre porque el Si es un acelerador de ferrita.

A medida que la temperatura de austenización fue elevada el contenido de carbono en la martensita fue mayor, esto se debe a la solubilidad del carbono desde el grafito presente en la austenita, se disuelve hasta que ésta se sature. El carbono en la martensita también es proporcionado de una parte de la descomposición de la cementita.

Grafitización secundaria es detectada, siendo mayor a altas temperaturas de austenización, bajando la temperatura de austenización la grafitización decrece, hasta que llega a ser nula. La grafitización es mucho mayor en Hierros Dúctiles con elevados contenidos de Si porque el Si además de ser un acelerador eficiente de ferrita, también es un gran grafitizador.

Las formas irregulares de grafito en el Hierro con alto contenido de Si se mantuvieron hasta después de los tratamientos térmicos ensayados.

Los ensayos mecánicos realizados para saber cómo varían las

propiedades mecánicas en relación a los parámetros de composición química y temperaturas de austenización son, Dureza y Ensayo de Impacto de donde se obtuvieron, Valor de Impacto en el rango dúctil y temperatura de transición de impacto.

Hablaremos primero de la dureza, la cual aumenta a medida que aumenta la temperatura de austenización, una de las posibles causas es porque el alto contenido de carbono en la martensita aumenta con el aumento de la temperatura de austenización y la estructura martensítica tiene mayor dureza, pero baja tenacidad. Por el contrario cuando al disminuir la temperatura de austenización y aparece ferrita la dureza disminuye pero la tenacidad aumenta.

En los Gráficos 25 y 26 podemos ver las variaciones de la dureza debido a los cambios de temperaturas de austenización para hierros con bajo contenido de Si y en los gráficos 27 y 28 lo observamos para hierros con alto contenido de Si. Apreciamos que la dureza se mantiene a niveles aceptables ya sea con uno o con otro material, pero la dureza realmente no refleja las características que se exige al material.

En los ensayos de impacto se observó que el valor de impacto en el rango dúctil disminuye a medida que aumenta la temperatura de austenización, una de las razones es el mayor contenido de carbono en la matriz de martensita, a me -

didada que aumenta la temperatura de austenización, lo cual hace que el material baje su ductilidad y por consiguiente la tenacidad deseada. Esto lo observamos en los gráficos 25 a 28 para ambos materiales y para los dos procesos de tratamientos térmicos. En el hierro con alto contenido de Si esto no se observa tan regular, debido a que la microestructura no es homogénea, porque solo el 95% del grafito es esferoidal y el resto tiene forma de grafito vermicular y explotados, pero tiene a lo mismo.

De este ensayo de impacto obtenemos la temperatura de transición, y se observa que cuando tenemos grandes cantidades de ferrita la temperatura de transición se eleva. Sabemos que a bajas temperaturas de austenización hay mayor cantidad de ferrita y que el porcentaje de Si acelera la formación de ferrita. No es recomendado que la temperatura de transición se eleve, porque resulta muy peligroso.

Las características más exigentes del material son las resultantes del ensayo de impacto y el ensayo de impacto es concluyente cuando se trabaja con Hierro Nodular de alto o bajo contenido de Si, esto por supuesto tiene que se asocia- do siempre al carbono, porque nosotros diseñamos el mate- rial en función de carbono equivalente y los Hierros Nodu- lares ensayados, los carbonos equivalentes son similares y diseñados uno en base al carbono y el otro en base al Si.

Para nuestra aplicación el material tiene que conciliar las propiedades o características tecnológicas del material en cuanto a su capacidad de moldearse sin problemas y las deseadas propiedades mecánicas.

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

CONCLUSIONES

Después de haber realizado la discusión de resultados en relación a los Tratamientos Térmicos del Hierro Dúctil se concluye:

- 1.- Aumentando la temperatura de austenización aumenta la dureza.
- 2.- Aumentando la temperatura de austenización disminuye el valor de Impacto en el Rango Dúctil.
- 3.- La temperatura de transición de Impacto no depende de la temperatura de austenización, depende de la microestructura y composición química.
- 4.- Cuando la estructura es martensítica la temperatura de transición de impacto se mantiene constante.

RECOMENDACIONES

El material que tiene que diseñarse para estas aplicaciones concretas o aplicaciones en las cuales se le exijan al material buenas resistencias al impacto debe ser Hierro Nodular con bajo contenido de Si y elevado carbono equivalente y ser sometido a tratamientos térmicos de Temple y Revenido de acuerdo con la técnica empleada en este trabajo.

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

- 1.- GILLIAN M. BARNES, L.I.M.
"Effect of Austenitizing temperature on the Mechanical Properties of Hardened and Tempered Nodular Iron"
Reporte 740, Mayo 1964.
- 2.- H.G. GERLACH, Koever und Nehring G.M.b.H., Germany
"Production and Use Bainitic and Martensitic Spheroidal-Graphite Iron".
- 3.- J.E. REHDER. The Iron Age-Technical Articles.
"Improves Nodular Iron", Enero 1952.
- 4.- KENNETH E. SPRAY
"Heat Treating of Ductile Irons"
- 5.- METALS HANDBOOK (9a. Edición)
Volumen 4, Heat Treating.
- 6.- NIRMAL K. DATTA, Post-Doctoral Fellow and Niels,
N. Engel, Profesor Emeritus.
- 7.- PHILIP STEPHEN COWEN, Foundry
"Heat Treatment of Ductile Iron Casting", Parte 1 y 2
September 1971.