

59



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE INGENIERIA

AVANCES Y DESARROLLOS EN LA APLICACION DEL TRATAMIENTO TERMICO DE AUSTEMPLE A FUNDICIONES NODULARES

T E S I S

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

P R E S E N T A :

JORGE RAMOS CORDOVA

DIRECTOR DE TESIS: DR. ARTURO BARBA PINGARRON



MEXICO, D. F.

2002

TESIS CON FALTA DE ORIGEN



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

DEDICO ESTE TRABAJO :

A DIOS

POR LA VIDA, QUE NO ENTIENDO PERO AGRADEZCO.

A MIS PADRES POR ENSEÑARME

QUE LA CONSTANCIA, EL AMOR Y EL SACRIFICIO LOGRA TODO

**A MIS ABUELOS Y HERMANOS POR
SU AYUDA Y CONSEJO**

A MI TIA LORE

QUE SIEMPRE METIENDE SU MANO CON CARÍÑO

A MIS PROFESORES

POR LA ENSEÑANZA DE COMPARTIR LOS CONOCIMIENTOS

**POR MEXICO, PARA QUE SEA UN PAIS DE ENSEÑANZAS Y NO DE ENVIDIAS MAL
JUSTIFICADAS**

**A LA UNIVERSIDAD QUE ME ALBERGO, EN PARTE DE MI VIAJE POR LA VIDA, Y ME ENSEÑO
QUE EL RESPETO EMPIEZA POR UNO MISMO**

A LA MEMORIA DE LOS GRANDES HOMBRES DE LA HUMANIDAD.

JORGE RAMOS CORDOVA

JUNIO DE 2002

AVANCES Y DESARROLLOS EN LA APLICACIÓN DEL TRATAMIENTO TERMICO DE AUSTEMPLE A FUNDICIONES NODULARES

INDICE

CAPITULO UNO INTRODUCCIÓN	1
1.1. Introducción	1
CAPITULO DOS DIAGRAMA DE FASE Fe-Fe₃C	4
2.1. Diagrama de fase Fe-Fe ₃ C y efecto de los elementos aleantes	4
2.2. Carburos de hierro	16
2.3. Definición básica de estructuras	17
CAPITULO TRES METALURGIA BASICA DE LOS HIERROS FUNDIDOS	19
3.1. Metalurgia básica de los hierros fundidos	19
3.2. Fundiciones de hierro	22
3.3. Metalurgia básica de los hierros fundidos nodulares.	24
3.4. Carbono equivalente (CE)	28
3.5. Hierro dúctil	28
CAPITULO CUATRO CARACTERÍSTICAS DEL HIERRO DUCTIL	36
4.1. Características del hierro dúctil	36
4.2. Especificación del hierro dúctil	39
4.3. Aplicación del hierro dúctil	39
4.4. Control metalurgico del hierro dúctil	42
4.5. Formación y distribución del grafito en el hierro dúctil	43
4.6. Pruebas y especificaciones para el hierro dúctil	44
4.7. Tratamientos termicos basicos para el hierro dúctil	44
4.8. Propiedades mecánicas del hierro dúctil	48
4.9. Propiedades físicas del hierro dúctil	65
4.10. Maquinabilidad del hierro dúctil	77
4.11. Soldadura aplicada al hierro dúctil	78

CAPITULO CINCO TRATAMIENTOS TÉRMICOS APLICABLES AL HIERRO DÚCTIL	84
5.1 Tratamientos térmicos aplicables al hierro dúctil	84
5.2 Tratamiento térmico de recocido aplicable al hierro dúctil	86
5.3 Tratamiento térmico de disolución de carburos para hierro dúctil	89
5.4 Tratamiento térmico de ferritizado aplicable al hierro dúctil	91
5.5 Tratamiento térmico de normalizado aplicable a hierro dúctil	94
5.6 Tratamiento térmico de eliminación de tensiones aplicable a hierro dúctil	97
5.7 Tratamientos térmicos con temple aplicables a hierro dúctil	98
5.8 Tratamientos térmicos de austemple (austempering) aplicable a hierro dúctil	100
5.9 Tratamiento térmico de martemple (martempering) aplicable a hierro dúctil	101
5.10 Tratamientos térmicos de endurecimiento superficial aplicables a hierro dúctil	103

CAPITULO SEIS REACCION BAINITICA EN HIERRO DUCTIL	115
6.1 Reacción bainítica en hierro dúctil	115
6.2 Bainita superior e inferior	123
6.3 Austemple (austempering) en hierro dúctil	124
6.4 Grados comerciales de hierro dúctil austemplado	128
6.5 Parametros importantes del tratamiento térmico de austemple para obtener la fundición nodular con matriz bainítica	133
6.6 Propiedades mecánicas principales obtenidas en hierro nodular después de aplicar el tratamiento térmico de austemple (austempering)	150
6.7 Influencia de los elementos aleantes en las fundiciones de hierro dúctil austemplado (austempering)	158

CAPITULO SIETE DESARROLLO PRACTICO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE AUSTEMPLE(AUSTEMPERING). RESULTADOS OBTENIDOS Y CONCLUSIONES FINALES	DE
7.1 Características de los materiales de hierro nodular utilizados para el desarrollo práctico	176

	7.2. Criterios utilizados en la selección de los parámetros principales para la aplicación del tratamiento termico de austemple (austempering)	183
	7.3 Resultados de resistencia mecánica registrados	194
	7.4 Resultados de la dureza registrada	206
	7.5. Serie de micrografias representativa del avance de la relación bainítica	213
	7.6 Discusión de resultados y conclusiones finales	224
Apéndice A	Características de operación y comerciales de los baños de sales utilizados en el tratamiento termico de austemple (austempering)	A1-229
Apéndice B	Ejemplos practicos de la producción industrial de piezas y componentes austemplados (ADI)	B1-238
Apéndice C	Avances y desarrollo del austemple en el hierro nodular	C1-245
Bibliografía		257

CAPITULO UNO

Introducción

1.1 Introducción

El hierro nodular es una aleación ferrosa aplicada recientemente, que se distingue básicamente de los demás hierros, por su tenacidad, ductilidad y resistencia mecánica; presenta además, elevado modulo de elasticidad, buena resistencia al desgaste y a la corrosión.

Las principales ventajas son:

- 1) Tenacidad y ductilidad elevada, debido a la forma esferoidal del grafito.
- 2) Sustituye gran número de piezas críticas, que anteriormente se fabricaban de aceros fundidos y forjados.
- 3) Acepta perfectamente los tratamientos térmicos, aumentando sus propiedades físicas y mecánicas en forma considerable.

Todos sabemos que el hierro gris es muy frágil y esto se debe a que el grafito se encuentra en forma laminar por lo cual actua como, discontinuidad en la estructura y concentrador de esfuerzos, por lo mismo produce rupturas en las piezas de secciones delgadas con

un mínimo de esfuerzos; ahora bien, con el hierro nodular, la estructura es más homogénea y tenaz, evitando el peligro de rupturas, y a la vez, proporcionar mayor ductilidad, lo cual es comparable con las propiedades que brinda el acero de bajo carbono.

Las excelentes propiedades mecánicas le hacen insustituible en muchas piezas de diseño complejo, por su facilidad de llenar cualquier parte del molde gracias a su buena fluidez, obteniendo así excelente homogeneidad de las piezas fundidas.

Todas estas propiedades son suficientes para sustituir a los aceros en muchos casos para la fabricación de piezas críticas de gran responsabilidad como: bastidores, cabezales de motores diesel, cigüeñales, cilindros para papel, engranes etc. Las bondades anteriormente citadas no pueden ser demostradas sin tomar en cuenta el tratamiento térmico aplicado, que mejora las propiedades de los hierros nodulares, siempre y cuando sea debidamente seleccionado.

El objetivo de este trabajo de tesis es la aplicación del tratamiento térmico isotérmico de austemple (austempering) a muestras de hierro dúctil de fabricación nacional y la evaluación de las propiedades mecánicas que se alcanzan cuando se aplica dicho tratamiento térmico.

El propósito de la parte experimental es estudiar una diversidad de parámetros, dureza, ductilidad, etc., a fin de conseguir las condiciones apropiadas del tratamiento térmico de austemple intentando que la muestra en estudio presente matriz bainítica.

Las principales variables involucradas en el tratamiento térmico a considerar son:

- La composición química del hierro dúctil.
- La temperatura de austenitización del tratamiento de austemple.
- La temperatura de austemple en el tratamiento térmico.
- El tiempo de permanencia a la temperatura de austemple.

Las condiciones apropiadas se fundamentan en resultados de pruebas mecánicas, metalografías, figuras estandarizadas, diagramas de transformación isotérmica, enfriamiento continuo, de equilibrio Fe-Fe₃C y fotomicrografías; así como documentos antecedentes a esta investigación. Los resultados deben verificarse entre sí para convencer la validez del trabajo.

CAPITULO DOS

Diagrama de fase Fe-Fe₃C

2.1 Diagrama de fase Fe-Fe₃C.

Una fase es una porción de un sistema cuyas propiedades, composición y estructura cristalina son uniformes u homogéneas y la cual se diferencia de las demás fases por superficies de frontera. Por la palabra sistema pensamos en una homogénea y aislada porción de materia, y los componentes del sistema son elementos metálicos (los elementos no necesariamente son metálicos, sin embargo, este término se usa mucho en los sistemas metálicos), estos constituyen la forma del sistema.

Un sistema con un componente comprende un solo metal; uno de dos componentes representará las diversas mezclas de ambos metales, este sistema es llamado sistema binario. Un sistema de tres componentes se llama sistema ternario y representa las diversas mezclas de los tres elementos.

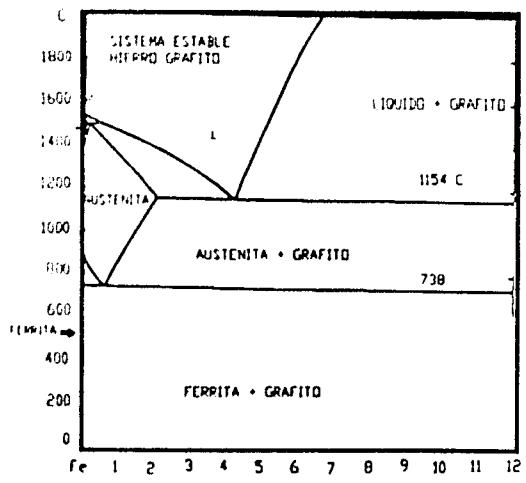
El diagrama de fases (también llamado diagrama de equilibrio o diagrama constitucional); la temperatura se representa en la línea vertical y la composición química en la línea horizontal a presión atmosférica. La figura 2.1 a y 2.1 b representan la forma convencional y modificada, respectivamente de un diagrama de equilibrio; las figuras representan respectivamente

¹ Los diagramas de fase se tomaron de la revista Metalurgical Transactions del artículo de Jhon Chipmann Vol 3, 1972 Pag. 55 a 64

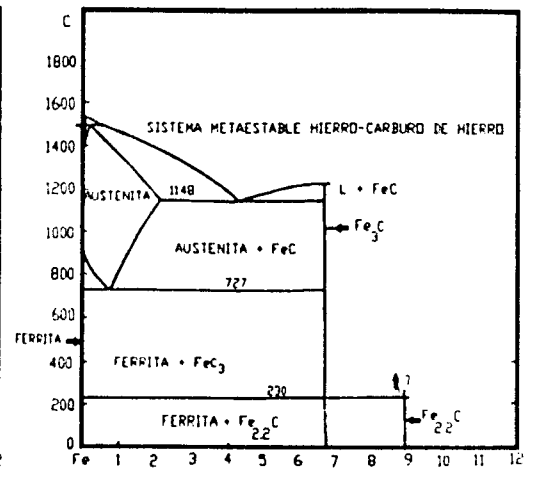
de un diagrama de equilibrio; las figuras representan respectivamente el diagrama metaestable del Fe-Fe₃C y el diagrama estable Fe-C. La primera forma se representa generalmente por las líneas continuas y el segundo por líneas discontinuas. (Ver figuras 2.1 A y 2.1 B).

Las fases presentes en ambos diagramas son la fase líquida, austenita, ferrita- α , ferrita- δ , cementita y grafito. Estas fases son también llamadas constituyentes del diagrama de equilibrio. No obstante, no todos los constituyentes como la bainita y la perlita son fases; preferiblemente son productos de la mezcla de dos fases por ejemplo ferrita y cementita. Existe una pequeña diferencia entre los dos diagramas de fase por el cambio de las temperaturas de transformación, de composición química y puntos críticos.

El diagrama Fe-Fe₃C no es un verdadero diagrama de equilibrio, es un diagrama metaestable de equilibrio por ser la cementita una fase metaestable; con un largo período de descomposición para la cementita en elementos estables como son el grafito y el hierro (las fases). Sin embargo, una vez formada la cementita es muy estable y su diagrama de equilibrio puede considerarse estable para propósitos prácticos. El estudio de los diagramas Fe-Fe₃C y Fe-C, (Ver figura 2.2 y tabla 2.1), es indispensable para entender los tratamientos térmicos, la determinación exacta de la composición química de las fases; así como, su cantidad relativa, control de las propiedades y la



2.1 A



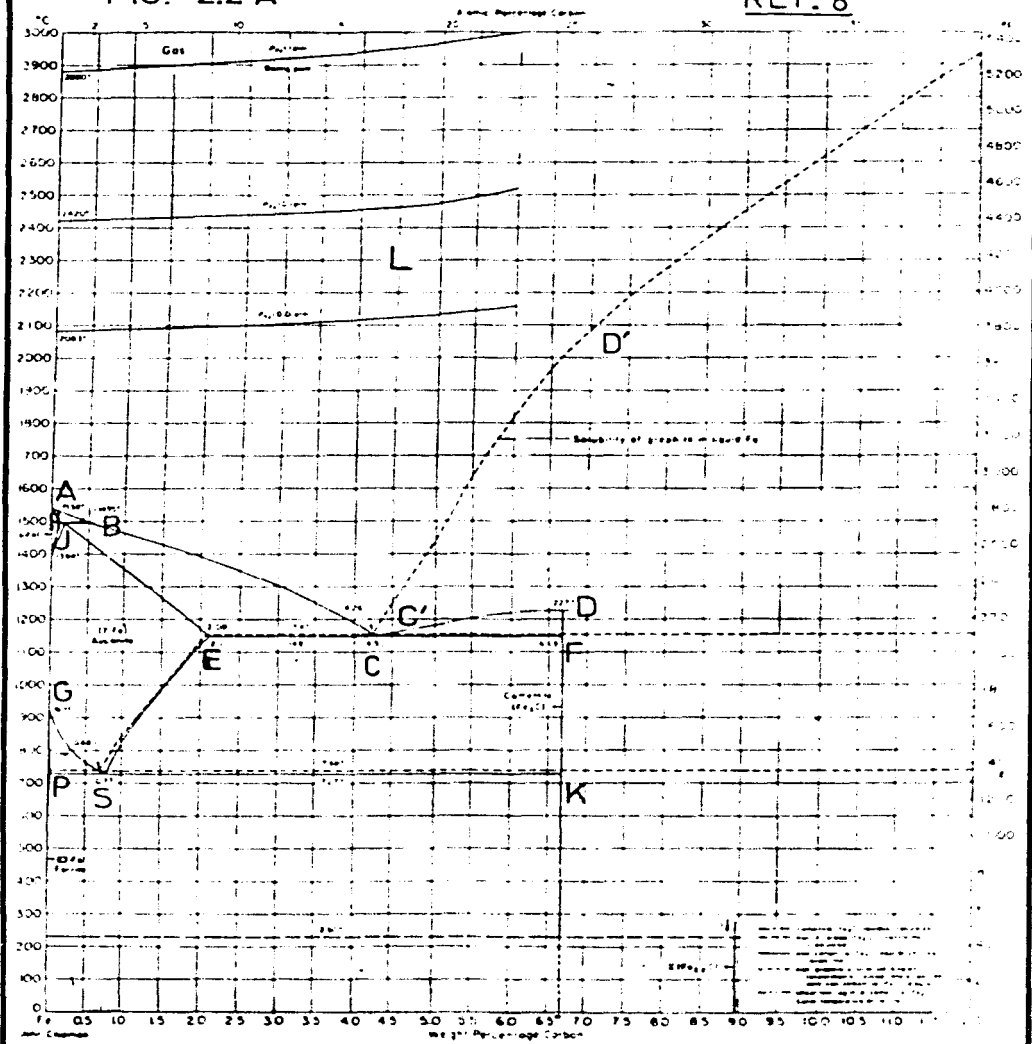
2.1 B

FIGURA 2.1 DIAGRAMAS QUE INVOLUCRAN GRAFITO Y CARBURO DE HIERRO. REFERENCIA 8

FIG. 2.2 A

C-Fe Carbon-Iron

REF. 8



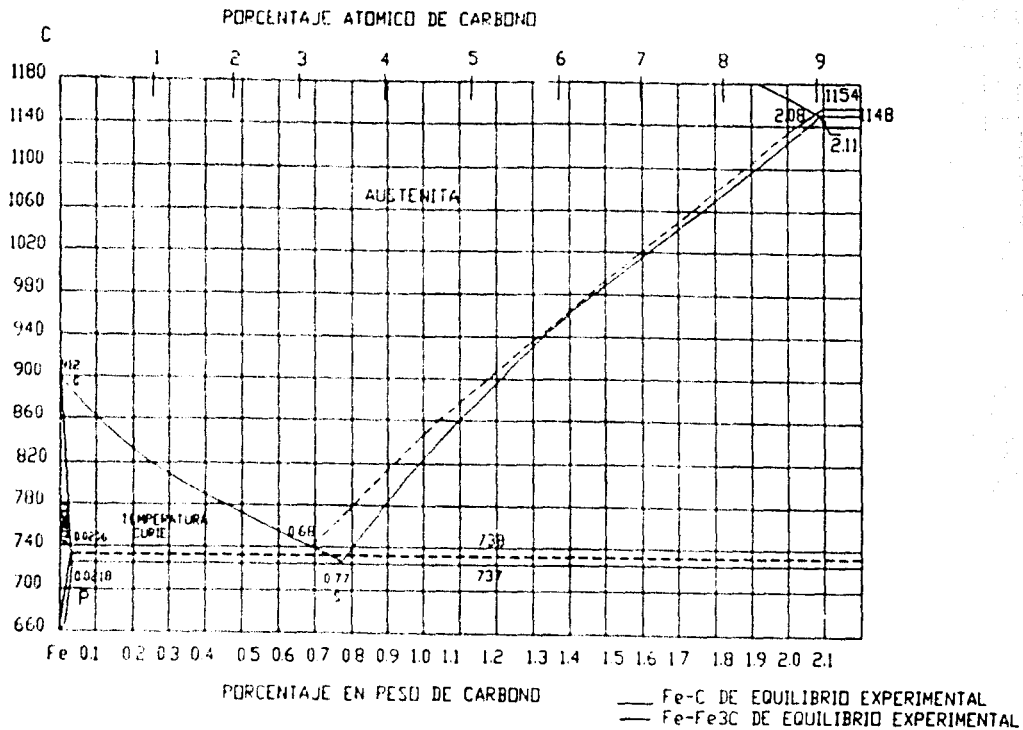
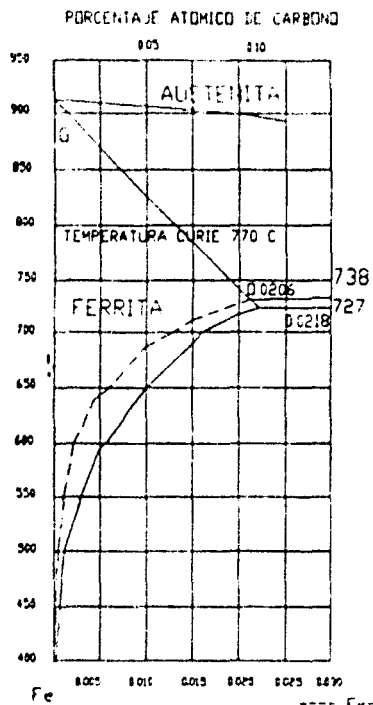
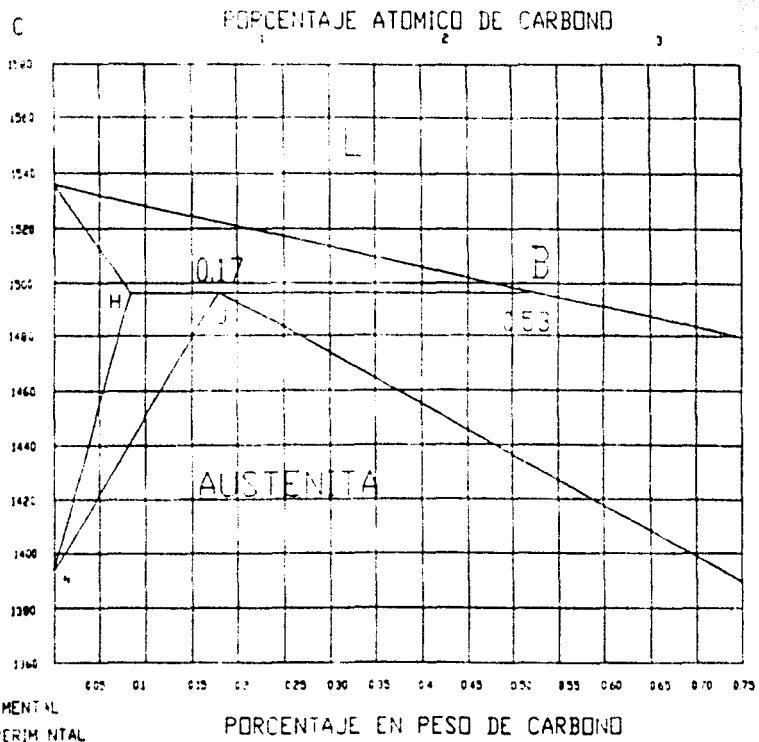


FIGURA 2.2B
 DIAGRAMA DE EQUILIBRIO HIERRO-CARBONO
 REFERENCIA 8



---- Fe-C EXPERIMENTAL
 ——— Fe-Fe₃C EXPERIMENTAL



PORCENTAJE EN PESO DE CARBONO

FIGURA 2.2 C Y 2.2 D
 DIAGRAMA HIERRO CARBONO
 REFERENCIA 8

TABLA 21 SOLUBILIDAD DEL GRAFITO Y CEMENTITA EN AUSTENITA

TEMPERATURA °C	GRAFITO		CEMENTITA	
	at. %	at. %	at. %	at. %
727 (b)	0.01		0.0754	0.77
750 (a)	0.02			
800	0.02	0.020	0.07	0.74
850	0.02	0.041	0.11	0.680
900	0.02	0.072	0.13	0.630
950	0.02	0.086	0.14	0.59
1000 (a)	0.02	0.092	0.14	0.55

- a) RAZÓN DEL NÚMERO DE ÁTOMOS DE CARBONO AL NÚMERO DE ÁTOMOS DE HIERRO
 b) CEMENTITA EUTECTICA
 c) GRAFITO EUTECTICO
 d) CEMENTITA EUTECTICA
 e) GRAFITO EUTECTICO

TABLA 22 EQUILIBRIO ENTRE SÓLIDO - LÍQUIDO PARA AUSTENITA

TEMPERATURA °C	AUSTENITA SÓLIDA		LÍQUIDO	
	at. %	at. %	at. %	at. %
1500 (a)	2.00	0.00	2.11	0.0002
1400 (a)	2.00	0.00	2.24	0.0072
1300	2.00	0.00	2.41	0.026
1200	2.00	0.00	2.63	0.089
1100	2.00	0.00	2.91	0.189
1000	2.00	0.00	3.26	0.330
950	2.00	0.00	3.40	0.38
900	2.00	0.00	3.51	0.47
850	2.00	0.00	3.59	0.58
800	2.00	0.00	3.64	0.71
750	2.00	0.00	3.67	0.86
727 (b)	2.00	0.00	3.69	1.00
1500 (a)	2.00	0.00	0.000	0.000
1500 (a)	2.00	0.00	0.000	0.000

- a) RAZÓN DEL NÚMERO DE ÁTOMOS DE CARBONO AL NÚMERO DE ÁTOMOS DE HIERRO
 b) CEMENTITA EUTECTICA
 c) GRAFITO EUTECTICO
 d) PERFECTICO
 e) PUNTO DE FUSIÓN METASTABLE DE LA AUSTENITA
 f) PUNTO DE FUSIÓN DEL HIERRO SÓLIDO

TABLA 23 SOLUBILIDAD DEL GRAFITO EN HIERRO LÍQUIDO

TEMPERATURA			TEMPERATURA		
°C	°F	at. %	°C	°F	at. %
1104	2009	4.26+0.01	2300	3812	7.05+0.2
1200	2190	4.37	2200	3992	7.54+0.3
1300	2372	4.63	2100	4172	8.31
1400	2552	4.88	2000	4352	8.60
1500	2732	5.14	1900	4532	9.29+0.4
1600	2912	5.40+0.03	1800	4712	9.87
1700	3090	5.64	1700	4892	10.50
1800	3272	5.89+0.05	1600	5072	11.17
1900	3452	6.24+0.08	1500	5252	11.75+0.7
2000	3632	6.62+0.10			

TABLA 24 SOLUBILIDAD DEL GRAFITO Fe3C y Fe22C EN FERRITA

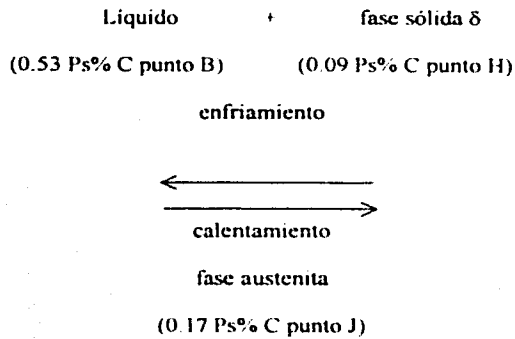
TEMPERATURA °C	°F	SOLUBILIDAD ppm	
		GRAFITO (a)	Fe3C(b) Fe22C (c)
730	1340	206	
727	1341		210
700	1292	107	145
675	1263	63	107
650	1202	28	77
625	1162	11	28
600	1112	4.3	11
575	1072		
450	842	1.35	
400	752	0.31	2.3
350	662	0.081	0.75
300	572	0.017	0.21
250	482		0.050
200	392		0.015

- a) DATOS DERIVADOS DE LA ECUACION DE CHUPMAN (13)
 b) CÁLCULO DEL VALOR CONSERVADO A 727 °C (1341 °F) Y ENERGÍA LIBRE DE FORMACIÓN
 c) DE LA ENERGÍA LIBRE DE FORMACIÓN

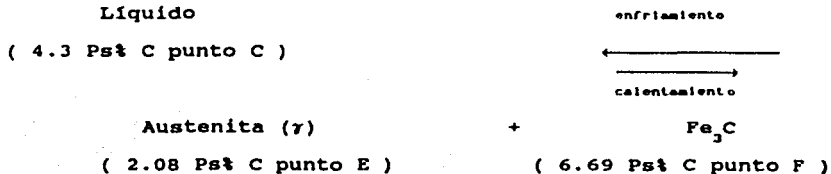
REFERENCIA 8

determinación de las reacciones en el estado sólido; también para comprender las diferencias entre el hierro aleado con carbono y las aleaciones complejas con otros elementos.

La línea liquidus es la ABC o ABC'D' como se representa en la figura 2.2 A, representa la frontera entre las regiones de dos fases y la región líquida. La curva liquidus AB es prácticamente una línea recta que une la temperatura de fusión del hierro y el punto final de la temperatura de la primera reacción isotérmica (punto B) (reacción peritética). La línea horizontal HJB a la temperatura de 1493 °C representa la temperatura peritética. La reacción peritética puede representarse de la siguiente forma

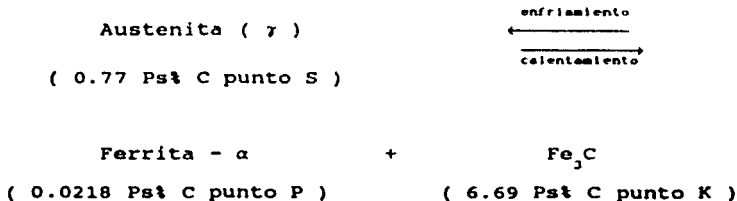


El punto J es llamado punto peritético. La curva liquidus BC finaliza a la temperatura eutéctica (línea eutéctica). Se puede representar la reacción eutéctica como sigue :



Por tanto la línea horizontal ECF a 1148°C representa la temperatura eutéctica y el punto C representa el punto eutéctico. La mezcla eutéctica se llama ledeburita.

La línea solidus AHJEFC representa la frontera entre las regiones de dos fases y las regiones de fases sólidas. La línea horizontal PSK a 727°C corresponde a la reacción eutectoide representada como :



La mezcla eutectoide es de forma laminar con capas alternadas de ferrita y cementita cuyo nombre aceptado es perlita. El punto eutectoide está representado por 0.77 Ps $\frac{1}{2}$ C punto S . Es claro que la porción del diagrama entre la línea líquidus (ABCD) y solidus (AHJECF) representan la solidificación de la solución líquida; así mismo, las áreas entre las curvas GSECF y PSK representan la descomposición de la austenita en un enfriamiento lento.

Aunque el diagrama Fe-Fe $_3$ C se extiende desde la temperatura de 1925 $^{\circ}$ C (3500 $^{\circ}$ F) hasta la temperatura ambiente, la parte inferior izquierda la cual esta por debajo de los 1035 $^{\circ}$ C es usada comúnmente para desarrollar los tratamientos térmicos del acero. El gran campo de la fase austenita muestra que la solubilidad del carbono es de 0.0 a 0.77 y a 2.08 Ps $\frac{1}{2}$ C a 727 $^{\circ}$ C. Esta máxima solubilidad del carbono (con contenido de 2.08 Ps $\frac{1}{2}$ C) corresponde a la frontera entre los aceros y los hierros fundidos.

Las aleaciones de Fe-C con contenido de carbono inferior a 2.11 Ps $\frac{1}{2}$ C son arbitrariamente clasificadas como aceros. Actualmente y solo en casos particulares se consideran como aceros a las aleaciones con un contenido menor a 1.1 Ps $\frac{1}{2}$ C.

La solubilidad del carbono en el campo del hierro α es muy poca con un contenido máximo de 0.0218 Ps $\frac{1}{2}$ C a la temperatura eutectoide de 727 $^{\circ}$ C y disminuye de acuerdo al

decremento de la temperatura hasta 0.008 Ps% C a 0°C. Es costumbre dividir el rango de composición de los aceros en hipoeutectoides e hipereutectoides; dependiendo si éste está por debajo o por arriba respectivamente del punto eutectoide (composición eutectoide).

De la misma forma se hace con los rangos de composición química para los hierros fundidos; subdividiéndolos en hipoeutéticos e hipereutéticos, si su composición está por debajo o por arriba de la composición eutéctica (punto eutéctoide) respectivamente.

Los aceros y los hierros fundidos blancos obedecen el patrón de solidificación metaestable del Fe-Fe₃C diagrama de fase. Los hierros fundidos nodulares y grises obedecen el diagrama Fe-C (grafito) a velocidades lentas de enfriamiento, que es lo deseable.

Usualmente el contenido de carbono varía de 2.2 a 4.5 Ps% para los hierros fundidos. La microestructura del hierro fundido depende del contenido de carbono y de la velocidad de enfriamiento. El análisis de las microestructuras para el hierro fundido es más complejo comparado con las del acero; así como el hecho de ser más sensibles a los procesos de manufactura. Esto se nota en el hierro fundido comercial por tener otros elementos de aleación, siendo el más importante el Silicio en contenidos de 1.0 % a 3.0 % Ps. Por tanto es más recomendable estudiarlo como una aleación ternaria de Fe-C-Si (ver capítulo 9 de la referencia 16); el contenido de Silicio hace

especialmente diferente al hierro fundido del acero; por ejemplo, tiene menor temperatura de fusión, baja ductilidad, baja resistencia al impacto y aplicaciones más restringidas comparadas con el acero. El hierro fundido en estado líquido tiene mayor fluidez, es menos reactivo al aire y otros elementos de aleación o inoculantes; además puede ser maquinado fácilmente haciéndolo un material de ingeniería. La adición de Silicio promueve la grafitización del hierro fundido. Altas temperaturas y la presencia del Silicio en contenidos superiores a 1.0 %P_s aceleran la reacción de disociación de la cementita (Fe₃C), la cual podemos escribir como sigue :



Como consecuencia los hierros fundidos contienen carbono libre en forma de grafito y combinado en forma de cementita. Esto también diferencia al hierro fundido de los aceros, por contener el acero solo carbono combinado en forma de cementita.

La formación de grafito de baja densidad durante la solidificación del hierro fundido causa el reducido o despreciable cambio de volumen en la forma de metal líquido a metal sólido; este hecho permite la fabricación de fundiciones muy complejas como son bloques de motor y cigüeñales. La forma y distribución del grafito libre, así como las variaciones en composición química se usan para clasificar a los hierros fundidos.

2.2 Carburos de hierro

Numerosos estudios reportan carburos en el rango de composición de Fe_3C a Fe_7C_3 . Solo dos se estudian en condiciones de equilibrio metaestable y se tienen datos termodinámicos confiables. La cementita algunas veces nombrada como carburo θ , es usualmente representada por la fórmula química Fe_3C .

La existencia de Fe_2C fue sugerida por W. Glud en Ber Ges Kohlentech vol.3 1929; el patrón de difracción de rayos - X hecho por Hotmann y Groll en 1930 solo mostró carburo de hierro; otros experimentos usando el método de reducción por hidrógeno para determinar el contenido de carburos y carbono libre, mostrarán para hierro carbonizado con CO a 225°C ; el producto contenía 9.7% de carbono la mayor parte en forma de Fe_2C y Fe_3C ; a temperaturas mayores de 400°C solo Fe_3C .

El patrón de difracción de rayos - X, para un nuevo tipo de carburo fue determinado por G. Hagg en Z. Kristallogr vol. 89, 1934. Este carburo frecuentemente se nombra carburo Hagg X su composición química típica es $\text{Fe}_{2.2}\text{C}$.

Tanto en la austenita como en la ferrita, los átomos de carbono o el compuesto de carburo se disuelven intersticialmente.

El carburo c se encuentra como fase de transición durante el templado y revenido del acero y hierro fundido; no ha sido aislado y sus propiedades termodinámicas no se conocen, Hofer en U.S. Bur Mines Bull número 630, 1966 lo describe como una forma

hexagonal compacta formada a la temperatura Curie de 770°C y una variante de composición química generalmente como $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$.

2.3 Definición básica de estructuras.

Cementita o carburo de hierro con fórmula Fe_3C contiene 6.69% de carbono en peso. Es un compuesto intersticial típicamente duro y frágil de baja resistencia tensil (aprox. 345 MPa o 50 ksi). Es la estructura más dura del diagrama, su estructura cristalina es ortorrómbica.

Austenita es el nombre dado a la solución sólida γ y es de tipo intersticial con carbono disuelto en su estructura; su estructura es cúbica de caras centradas. La solubilidad máxima de carbono es de 2.11% a 1148°C ; las propiedades mecánicas promedio son resistencia a la tensión 1033 MPa (150 ksi) elongación del 10% en 50 mm; dureza RC 40, generalmente no es estable a temperatura ambiente.

Ledeburita es la mezcla de austenita y cementita llamada mezcla eutéctica, contiene 4.3% de carbono a la temperatura de 1148°C .

Ferrita es el nombre dado a la solución sólida α ; contiene pequeñas cantidades de carbono distribuidas en forma intersticial; su estructura es de tipo cúbica de cuerpo centrado, la solubilidad máxima es de 0.0218% de carbono a 727°C y

disuelve solo 0.002% de carbono a temperatura ambiente. Es el producto más suave que aparece en el diagrama Fe-Fe₃C; sus propiedades son resistencia a la tensión de 276 Mpa (40 ksi), elongación de 40% en 50 mm, dureza RB 90.

Perlita es la mezcla de ferrita y cementita. La mezcla eutécticoide contiene 0.77% de C y se forma a la temperatura de 727°C. Es una mezcla muy fina tipo huella dactilar. La matriz ferrítica blanca forma la mayor parte de la mezcla eutécticoide, sus propiedades promedio son 826 MPA (120 ksi) de resistencia a la tensión, elongación de 20% en 50 mm; dureza RC 20 o VHN de 250 - 300.

CAPITULO TRES

Metalurgia básica de los hierros fundidos

3.1 Metalurgia básica de los hierros fundidos

Las fundiciones de hierro y los aceros (aleaciones ferrosas) representan uno de los más complejos sistemas de aleación. Es posible tener gran variedad de microestructuras, propiedades mecánicas y físicas dependiendo de la composición química, condiciones de solidificación y apropiados tratamientos térmicos.

Las figuras 3.1 y 3.2 clasifican a los hierros fundidos y los aceros de acuerdo a su nombre comercial, aplicación y estructura; la clasificación se basa en aspectos básicos como son :

- Composición química.
- Relaciones entre microestructura y propiedades mecánicas.
- Técnica de fundición.

Los puntos anteriores deben ser bien conocidos para cada aleación ferrosa y tomar dichos puntos como base para la elección del material apropiado en un problema práctico sin olvidar el aspecto económico de la elección. (Ver figura 3.1 y 3.2).

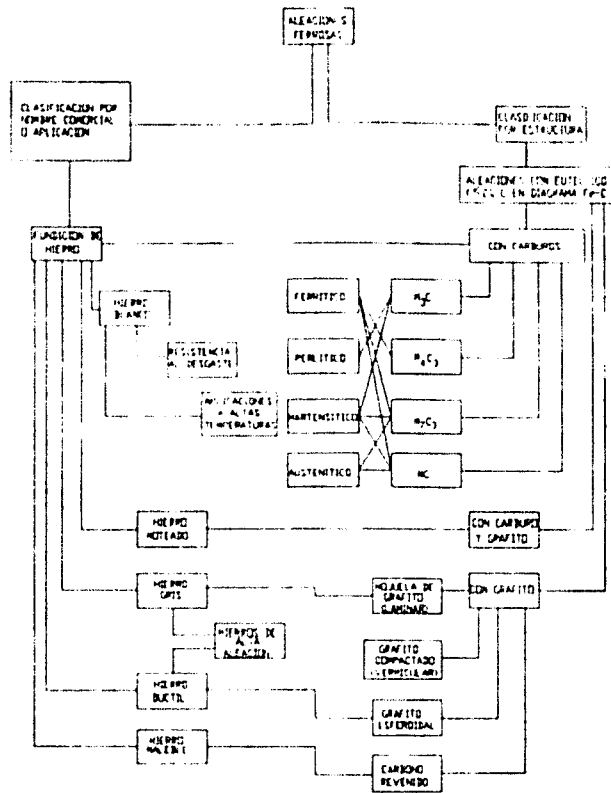


FIGURA 3.1
CLASIFICACION DE HIERROS FUNDIDOS.
REFERENCIA 5

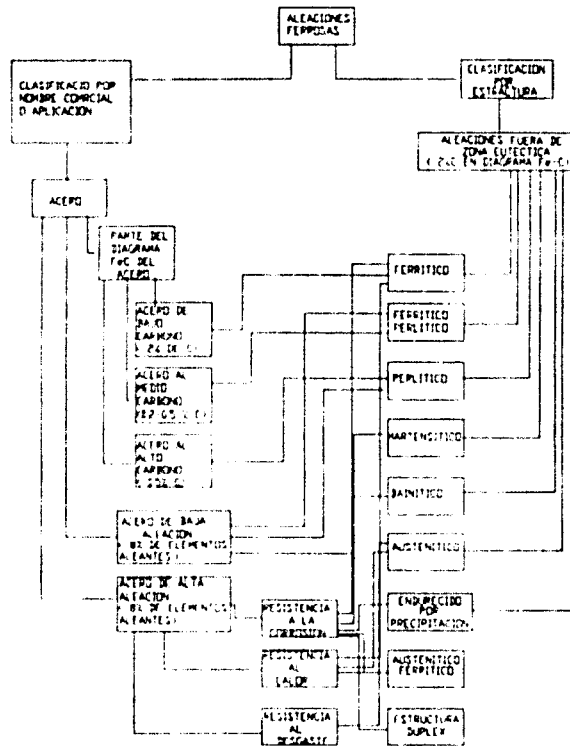


FIGURA 3.2
 CLASIFICACION DE ACEROS
 REFERENCIA 5

3.2 Fundiciones de Hierro

El término fundición de hierro identifica la familia de aleaciones relacionadas con la composición química eutéctica del diagrama Fe-Fe₃C (de 2.0% de C a 6.7% de C); contienen cantidades variables de Silicio, Manganeso, Fósforo y Azufre.

Se logra una gran variedad en los valores de propiedades mecánicas, aumentando o disminuyendo la cantidad de elementos de aleación y el balance entre Carbono y Silicio así como la técnica de fundición y los tratamientos térmicos aplicados.

Existen cinco tipos de hierros fundidos: El hierro blanco, gris, moteado o vermicular, dúctil y maleable.(Ver figuras 3.3, 3.4, 3.5 y 3.6).

Los aceros se clasifican por su composición química en : aceros al carbono, de baja aleación, de alta aleación; en base a su microestructura, en aceros austeníticos, ferríticos, perlíticos, martensíticos y bainíticos; y por su aplicación, como aceros para construcción, tuberías, herramientas etc..

Los criterios anteriores dan base a las clasificaciones para estas aleaciones de las sociedades científicas y de normalización como SAE y AISI.

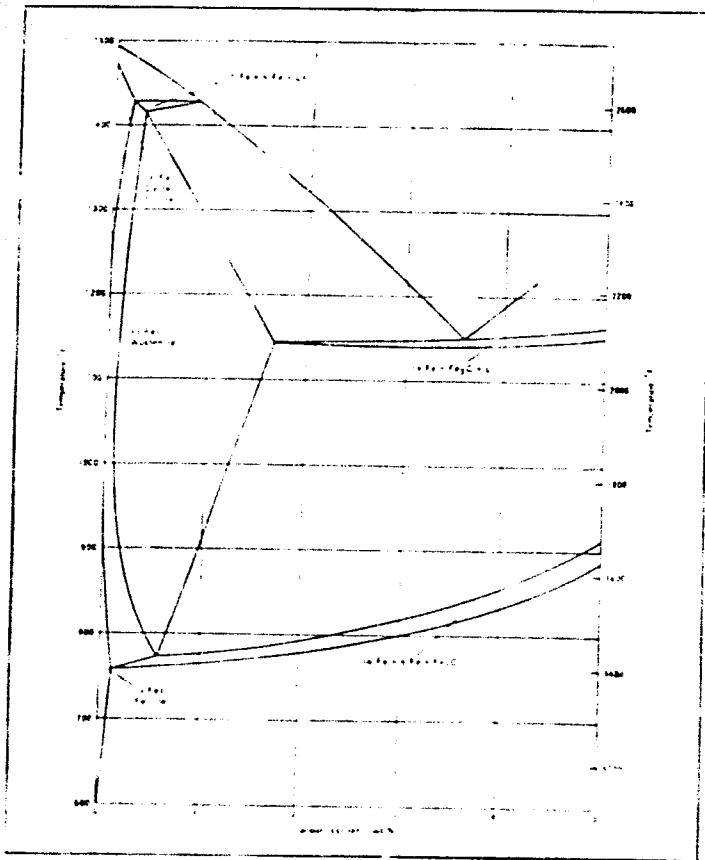


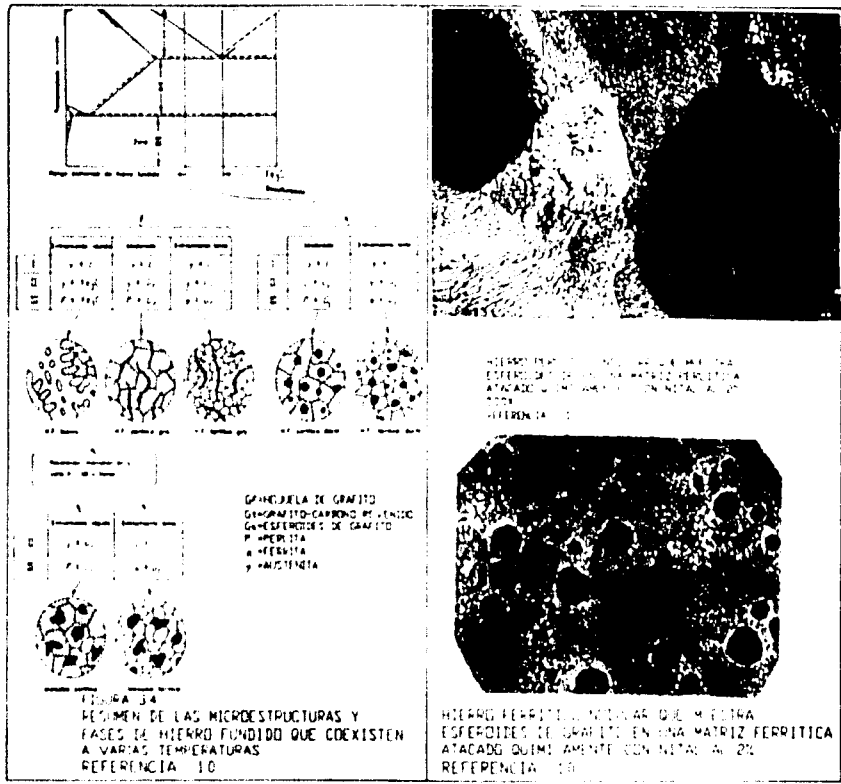
FIGURA 33
 SECCION DEL DIAGRAMA DE EQUILIBRIO
 TERNARIO Fe-C-Si AL 2% DE Si
 REFERENCIA 5

3.3 Metalurgia de los hierros fundidos

El término "Hierro Fundido"; así como el de "Acero" identifica la gran familia de aleaciones ferrosas. Los hierros fundidos contienen principalmente más de 2% de C en peso y de 1% a 3% de Si en peso como aleantes principales. Gran variedad de propiedades mecánicas y físicas pueden lograrse cambiando el contenido de Carbono y Silicio; y por la adición de otros elementos de aleación (ferrosos y no ferrosos) metálicos y no metálicos, por la técnica de fundición, procesos de moldeo y tratamiento térmico.

Los hierros fundidos presentan bajas temperaturas de fusión (1500 °C a 1550 °C) y elevado índice de fluidez durante el vaciado en moldes (no se usa para piezas de sección delgada), experimentan pequeñas contracciones volumétricas durante la solidificación y enfriamiento; sin embargo, tienen baja resistencia al impacto con respecto a los aceros; así como, baja ductilidad

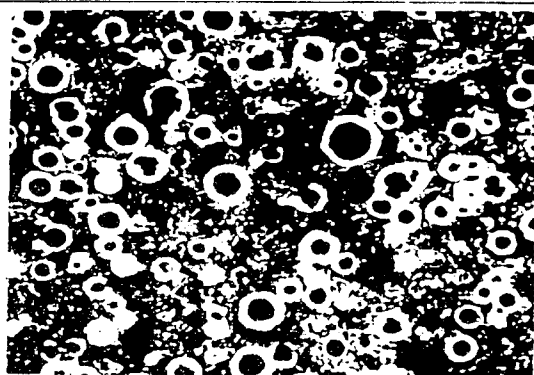
Las propiedades mecánicas de los hierros fundidos como son la resistencia mecánica, ductilidad y módulo de elasticidad, dependen frecuentemente de las estructuras y distribución de los microconstituyentes estructurares (fases, elementos de aleación, forma y distribución del grafito, etc.); así como las propiedades físicas. La forma y distribución del grafito se



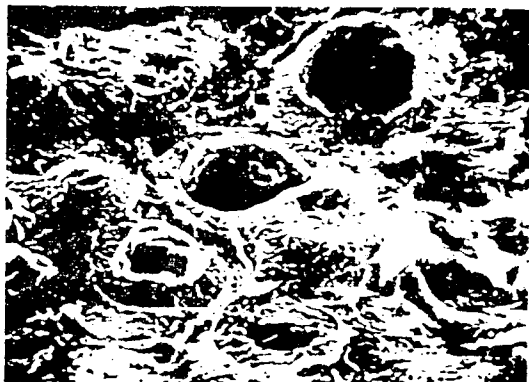
usa para clasificar a los hierros fundidos en cinco tipos principales como son : hierro blanco, gris, dúctil o nodular, maleable y aleado. En años recientes se ha aplicado la denominación de hierro vermicular para caracterizar al hierro con propiedades intermedias entre el hierro gris y el dúctil. (Ver figura 3.4.).

El diagrama de equilibrio (Fe-Fe₃C-Si) de la figura 3.3 representa parte del sistema ternario al 2% de Si (es la composición común de los hierros fundidos) y sirve de base para conocer la metalurgia del hierro fundido.

En la figura 3.3 se muestra el diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C-Si con sus características zonas de fase y líneas principales; las líneas eutéctica y eutectoide se desplazan a la derecha por influencia del contenido de Silicio con respecto al diagrama Fe-Fe₃C (cambiando a contenidos de Carbono más bajos). El Silicio presente permanece en solución sólida en el hierro, tanto en la fase austenita (hierro γ), como en la ferrita (hierro α) no afectando la composición del Carburo. Las designaciones de hierro γ , hierro α y carburo de hierro son las mismas del diagrama común Fe-Fe₃C. El uso del diagrama ternario al 2% de Silicio es válido en la descripción de cambios de fase sólo si se considera el contenido de Silicio en la aleación.



(A) NODULOS DE GRÁFITO EN FORMA DE NÚCLEOS EN LA ESTRUCTURA PERLÍTICA DE LA MATRIZ DEL FIERRO DUCTIL EN ESTADO DE FUNDICIÓN



(B) MICROESTRUCTURA DEL FIERRO DUCTIL EN LA FORMA ESFÉRICA DE LOS NODULOS DE GRÁFITO EN LA FUNDICIÓN DE LA ESTRUCTURA PERLÍTICA QUE SE PUEDE OBTENER AL FUNDIRSE EN REFERENCIA

FIGURA 26
MICROESTRUCTURA DE HIERRO DUCTIL
PERLÍTICO DE LLEGADA (AS CAST)

3.4 Carbono equivalente (CE)

El concepto de Carbono equivalente (también conocido como carbono total) se usa para simplificar y evaluar los efectos de la composición química como si fueran hierros fundidos no aleados. El CE equivale al Carbono contenido más un tercio de la suma de los porcentajes de Silicio y Fósforo (se puede no considerar el Fósforo cuando sus efectos son despreciables).

$$CE\% = TC\% + 1/3 (Si\% + P\%)$$

Comparando el CE con la composición química eutéctica (4.3% de C), indicará un comportamiento eutéctico o hipereutéctico similar al de la aleación no aleada, describiendo en forma muy semejante los cambios de fase, las propiedades mecánicas y físicas resultantes durante la solidificación.

3.5 Hierro dúctil

El hierro dúctil es también llamado hierro nodular o de grafito esferoidal; durante la solidificación el grafito forma núcleos en forma de esferoides, esto se logra por la adición de pequeñas y bien distribuidas cantidades de Magnesio o Cerio en la fase líquida (proceso de nodulizado o nodulización).

El proceso de nodulizado controla el tipo y distribución de los esferoides dentro de la microestructura. El Magnesio es menos caro y más versátil comparado con el Cerio como agente nodulizador; en la práctica comercial se agregan ambos elementos; el Magnesio actúa como el principal agente nodulizante y el Cerio (en cantidades de 20% con respecto a la cantidad de Magnesio) para reducir la sensibilidad del Magnesio al combinarse con Plomo, Bismuto, Antimonio y Titanio que evitan la formación de esferoides de grafito.

El hierro dúctil se produce con las mismas técnicas y equipo usados en la producción del hierro gris, pero requiere de materias primas de alta pureza. La gran ventaja del hierro dúctil obtenido como fundición sobre los demás hierros, es su gran resistencia mecánica y ductilidad, con 18% de elongación en 50mm (2 in), por ejemplo el hierro ferrítico de grado 60 (415 MPa) que contrasta con el hierro gris de similar grado y de solo 5% de elongación en 50mm (2 in). Con tratamientos térmicos adecuados se pueden lograr resistencias a la tensión con valores de 830 MPa (120 ksi) pero reduce su ductilidad al 2% de elongación en 50mm (2 in), (Tratamiento de martempering o martemple) . Otro avance importante en el hierro dúctil consiste en lograr altos valores en el módulo de elasticidad en condiciones lineales de esfuerzo-deformación para la región de esfuerzo inferior al punto de cedencia.

Presenta buenas propiedades de maquinabilidad y resistencia a la corrosión, pero tiene menor resistencia a elevadas temperaturas; puede ser aleado pero será entonces un hierro fundido aleado si se pasan los límites permitidos de la clasificación de hierro dúctil. Acepta casi todos los tratamientos térmicos aplicados a los aceros hipereutéctoides, modificando sus propiedades mecánicas y físicas.

La microestructura del hierro dúctil presenta nódulos de grafito rodeados de matriz ferrítica (conocida como ojo de Buey) y ambas a su vez dentro de la matriz perlítica como muestra la figura 3.6. El comportamiento de ordenación anterior para los tres constituyentes depende de la composición química, tipo de nodulizador, técnica de inoculación, técnica de vertido y moldeo y velocidad de enfriamiento presentes en la fabricación del hierro dúctil.

Más de 50% de la fundición comercial del hierro dúctil recibe tratamiento térmico, para modificar las propiedades mecánicas y físicas según el diseño de la pieza.

El hierro dúctil ferrítico se obtiene por recocido (ferritización del hierro dúctil) dando la máxima ductilidad, maquinabilidad y presenta baja resistencia mecánica; consiste de la estructura compuesta por nódulos de grafito rodeados de matriz ferrítica blanda de baja resistencia y dureza. La máxima ductilidad se logra por el recocido subcrítico.

El tratamiento térmico de normalizado produce un considerable aumento de la resistencia a la tensión, por desarrollar la estructura continua de perlita fina con alto contenido de Silicio y moderadas cantidades de Magnesio; se aplica a piezas de gran volumen sin cambios bruscos de sección aleados con Cromo, Níquel, Molibdeno, Cobre y Manganeso. Las piezas pequeñas de geometría complicada deben fabricarse de hierro fundido aleado nodular.

El normalizado se realiza generalmente después del tratamiento térmico del temple para reducir, la dureza y relevar esfuerzos residuales presentes en la pieza, debidas a diferentes velocidades de enfriamiento. En general la fase de perlita resulta después del tratamiento térmico de normalizado.

Se aplican tratamientos térmicos como : temple y revenido, austemple o austempering, martemple, etc.; así como tratamientos térmicos de endurecimiento superficial.

Los tratamientos térmicos aplicados a hierro dúctil se estudiarán más adelante.

Tipos de hierro nodular

Con cuidadoso control de cada tratamiento, tanto en la microestructura como en la composición química se pueden obtener una gran variedad de estructuras y matrices, modificando las propiedades mecánicas; tenemos los siguientes tipos de hierros nodulares :

1) Hierros fundidos nodulares perlíticos. Se le puede considerar como una matriz normal, obtenida directamente de metal vaciado, con ligeras adiciones de elementos perlizantes como el Manganeso y con enfriamiento normal. La mayor parte del Carbono se encuentra en forma combinada generalmente perlita con o sin cementita, y núcleos de ferrita rodeando a los nódulos de grafito. (Ver figura 3.5).

2) Hierros fundidos nodulares ferríticos. Generalmente se obtiene recociendo las piezas fundidas. Al descomponerse el Carburo existente pasando a la forma libre de ferrita y grafito. Pueden obtenerse directamente de fundición estructuras con un porcentaje elevado de ferrita controlando con mucho cuidado la composición química, principalmente los siguientes elementos : Carbono, Silicio, Fósforo, Manganeso, Magnesio y Cerio; además de tener un enfriamiento lento.

Porcentajes de Níquel de 1% a 1.5% influyen en forma decisiva en la fundición aleada con Ni - Mg y recociéndola se logra elevar considerablemente la resistencia a la tracción y el límite elástico. (Ver figura 3.6).

3) Hierros fundidos nodulares aleados. La adición de porcentajes adecuados de elementos como el Níquel, Cromo, Manganeso, Cobre y Molibdeno ocasionan transformaciones importantes en la matriz, con el consiguiente cambio de propiedades mecánicas. Directamente de fundición se pueden obtener matrices aciculares (bainita) y martensíticas.

4) Hierros fundidos nodulares austeníticos. Con porcentajes de hasta 40% de Níquel se logra en matrices de elevada resistencia a la corrosión y notables características mecánicas. Otras aleaciones austeníticas de interés industrial son a base de Níquel-Manganeso, de elevada resistencia mecánica y propiedades amagnéticas.

Obtención del hierro nodular

Fundamentalmente se sigue el mismo procedimiento que para la obtención de hierro gris, pero partiendo de porcentajes más elevados y ajustados de los principales elementos de aleación como son : Carbono, Silicio, Manganeso, Fósforo y Azufre. La

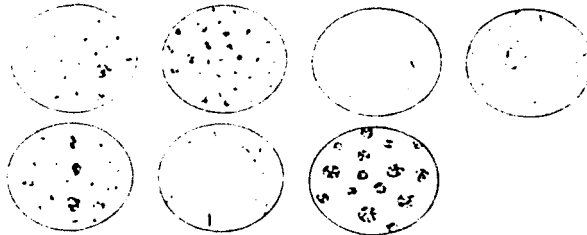
fusión puede realizarse en horno de cubilote, es más recomendable usar horno eléctrico de inducción, o bien horno rotatorio de inducción.

El metal se vacía en una olla especial, donde se efectúa el tratamiento de nodulización, con la adición de pequeñas cantidades de ferrosilicio, Magnesio; con un contenido de Magnesio que oscila entre un 0.04% a 0.10%, o con convertidor especial en el cual se adiciona Magnesio metálico puro. Este Magnesio actúa como un enérgico desoxidante y desulfurante, además de alterar el mecanismo normal de solidificación del hierro, provocando que el grafito en suspensión se precipite en forma esferoidal. Después de realizar el tratamiento de nodularización, se debe inocular el metal con un elemento altamente grafitizante, como el Calcio, Silicio, o cualquier inoculante de marca que se consiga en el mercado.

La figura 3.7 muestra los siete tipos de las formas de grafito estandarizadas por la norma ASTM A247 y la tabla 3.1, muestra un resumen de las propiedades mecánicas de los principales hierros nodulares. (Ver tabla 3.1 y figura 3.7).

En la referencia 16 se explica en forma cualitativa el mecanismo de crecimiento radial de los nódulos de grafito; así como los criterios para una evaluación cuantitativa por medio de un modelo matemático (ver capítulo 12 de la referencia 16).

FIGURA 3.7 DIVERSOS TIPOS DE GRAFITOS ESTABLECIDOS POR LA NORMA ASTM A247



RESUMEN Y DESCRIPCIÓN DE LA EQUIVALENCIA DE LA CLASIFICACIÓN ENTRE LAS NORMAS ASTM E 130 PARA LAS FORMAS DEL GRAFITO EN LAS FUNDICIONES DE HIERRO

ASTM TIPO (a)	EQUIVALENCIA FORMA ISO (b)	DESCRIPCIÓN
I	V3	GRAFITO NODULAR (ESFEROIDAL)
II	V1	GRAFITO NODULAR (ESFEROIDAL) DE FORMA IMPERFECTA, AGRUPADO O CASERONO REVENIDO
III	IV	GRAFITO EN SEMIFORMA DE HOJUELA
IV	III	GRAFITO EN HOJUELAS INTERCONECTADAS
V	II	NODULOS DE FORMA ABIERTA O IREGULAR
VI	V	HOJUELA DE GRAFITO
VII(c)	I	

a) COMO SE DEFINE EN ASTM A247

b) COMO SE DEFINE EN ISO/R 945-1969 (E)

c) DIVIDIDO EN 5 SUBTIPOS: HOJUELAS UNIFORMES, AGRUPAMIENTO EN ROSETA TIPO SOBRE PUESTO DE HOJUELAS, INTERDENDRÍTICA, ORIENTACIÓN ALEATORIA E INTERDENDRÍTICA CON ORIENTACIÓN PREFERENCIAL

TABLA 3.1 PROPIEDADES MECÁNICAS DE TIPOS BÁSICOS DE HIERRO NODULAR

TIPO	CONTENIDO DE ALÉACION	RESISTENCIA TENSIL MPa	RESISTENCIA A LA CÉDENCIA MPa	ELONGACIÓN EN PORCENTAJE EN 50mm	BM
FERRÍTICO	BAJO	379	214	25	130
	ALTO	620	488	12	210
PERLÍTICO	BAJO *	521	413	18	200
	ALTO	845	620	7	275
TEMPLADO		895	758	2	238
		689	521	18	328
AUSTENÍTICO	1	1033	895	2	130
	8	413	287	68	160
	8	413	276	18	160

* NORMALIZADO

1 3X2, 2.5X SI, 20X N, 20mm

8 3X2, 2X S, 28X N, 17, 16, 15X Cf.

REFERENCIA 5

CAPITULO CUATRO

Características del hierro dúctil

4.1 Características del hierro dúctil

El hierro dúctil, también es conocido como hierro nodular o de grafito esferoidal por presentar en la microestructura diminutas esferas de grafito (nódulos). La adición de elementos de aleación determina la forma de agrupación del carbono en forma de grafito en hojuelas, conglomerados de grafito (vermiculares), esferas; dando el nombre característico a diferentes tipos de hierro fundido.

La relativa alta resistencia a la tracción y tenacidad del hierro dúctil, le da ventajas sobre los otros tipos de hierros fundidos de similar composición química, pues no requiere prolongados tratamientos térmicos y es de fácil nodulización. La tabla 4.1 muestra la composición química típica del hierro dúctil.

Tabla 4.1

Elemento	Composición, % Ps	
	Hierro gris	Hierro dúctil
Carbono total (TC)	3.25 a 3.50	3.50 a 3.80
Manganeso	0.60 a 0.90	0.30 a 1.00
Silicio	1.80 a 2.30	2.00 a 2.80
Cromo	0.05 a 0.20	0.08 máximo
Níquel	0.05 a 0.20	0.05 a 0.20
Molibdeno	0.05 a 0.10	0.01 a 0.10
Cobre	0.15 a 0.40	0.15 a 0.40
Fósforo	0.12 máximo	0.08 máximo
Sulfuros	0.15 máximo	0.02 máximo
Cerio	ninguno	0.002 a 0.005
Magnesio	ninguno	0.03 a 0.05

Las materias primas para obtener hierro dúctil deben ser de gran pureza y se aconseja control severo en los tratamientos térmicos; habitualmente se obtienen en hornos de cubilote o de inducción.

El hierro líquido presenta alta fluidez y el equipo de moldeo, así como las arenas utilizadas en el hierro gris son válidas para el hierro dúctil. La formación de grafito durante la solidificación así como, el aumento del mismo, contrarresta la pérdida de volumen presente en el cambio de fase líquido-sólido en el constituyente metálico.

Las fundiciones de hierro dúctil típicas requieren de bebederos o de una elevación en los conductos de poco volumen para compensar el material que se contrae durante el enfriamiento y la solidificación dentro del molde.

La tabla 4.2 muestra porcentajes de contracción en volumen para diferentes tipos de fundiciones.

Tabla 4.2

Tabla de comparación en los niveles de contracción permitidos para diversas fundiciones de hierro y acero :

Tipo de fundición	Contracción permitida, %
Hierro dúctil	0 a 0.7
Hierro gris	1.0
Hierro maleable	1.0
Hierro blanco	2.0
Acero al Carbono	2.0
Acero aleado	2.5

Los factores que pueden alterar los porcentajes presentados en la tabla anterior son :

- Patrones de enfriamiento.
- Piezas de geometría complicada.
- Tamaño de la pieza.
- Contracción irregular dentro del molde.

Muchas piezas de hierro dúctil se obtienen directamente del molde, pero el 50% o más son tratadas térmicamente. El tratamiento térmico varía de acuerdo al tipo de propiedades deseadas en la pieza.

Para producir una estructura perlítica uniforme se aplica el tratamiento térmico de normalizado, por otro lado para obtener matrices de martensita o de bainita se aplica el tratamiento de martempleado y austempleado respectivamente, de forma similar a los aceros. Los tratamientos térmicos de endurecimiento superficial se pueden aplicar también al hierro dúctil. Los tratamientos térmicos pueden variar la microestructura del hierro dúctil de la siguiente forma : Variación progresiva de ferrita a ferrita más perlita, de perlita a bainita; y de perlita a martensita; provocando con ello aumento en los valores de dureza y de resistencia a la tensión, pero disminuyendo la resistencia al impacto, la ductilidad y la maquinabilidad.

El hierro dúctil puede ser aleado con pequeñas cantidades de Níquel, Molibdeno o Cobre para mejorar la resistencia y la templabilidad. Grandes cantidades de Silicio, Cromo Níquel o Cobre se adicionan para mejorar la resistencia a la corrosión y aplicaciones a altas temperaturas. El hierro dúctil con más elementos de aleación se clasifica dentro de los hierros fundidos aleados.

4.2 Especificaciones del hierro dúctil.

La mayoría de las especificaciones para los grados del hierro dúctil se basan en sus propiedades mecánicas como son, resistencia a la tracción, esfuerzo de cedencia, dureza, etc., así como la composición química. La tabla 4.3 lista la composición química, propiedades mecánicas, y usos típicos del hierro dúctil estandar. La tabla 4.4 muestra el sistema estandar de especificación ASTM para la designación del grado del hierro dúctil, el cual se compone de los números que indican la resistencia a la tensión en Ksi, el esfuerzo de cedencia en Ksi, y el porcentaje de elongación. Este sistema se diseñó para tener facilidad en la inspección y el ajuste de los hierros fundidos no estandarizados. Los detalles pueden consultarse en la forma ASTM A 536.

(* Ver anuario ASTM de normalización. Fac. de Química UNAM. C.U.falta revisar la norma mexicana equivalente).

La SAE es una designación similar a la ASTM, solo se utilizan los valores de esfuerzo de cedencia en Ksi y del porcentaje de elongación. (Ver tabla 4.3 y 4.4).

4.3 Aplicaciones del hierro dúctil

El hierro dúctil se usa en aplicaciones donde se requiere de resistencia a la tracción, dureza, maquinabilidad y bajo costo. Para la selección de una fundición de hierro se deben tomar en cuenta los procesos de producción, fabricación mecánica, tratamientos térmicos aplicables, etc. Con respecto al diseño se puede comentar :

- a) Uso efectivo en la combinación de propiedades de cada grado de hierro dúctil.
- b) La combinación o sustitución de piezas de acero a piezas de hierro dúctil en la configuración del diseño de un dispositivo o máquina determinado.

TABLA 4.4 PROPIEDADES Y APLICACIONES TÍPICAS PARA HIERROS DUCTILES

ESPECIFICACIÓN No.	GRADO O CLASE	DUREZA BRINELL	ESFUERZO DE TENSION MIN.		ESFUERZO DE CEDENCIA		PORCENTAJE DE ELONGACION EN 50 mm	APLICACIONES TÍPICAS
			MPa	KSI	MPa	KSI		
ASTM A395-76 ASME SA395	60-40-18	143-187	414	60	276	40	18	VÁLVULAS Y TURBINAS PARA VAPOR Y TURBINAS EN PLANTAS QUÍMICAS
ASTM A476-70(D) SAE AMS5216	80-60-03	201 MDN	552	80	414	60	3	REOLLOS PARA SECADO DE PAPEL
ASTM A336-72 MIL-111466(MR)	60-40-18		414	60	276	40	18	CONTENEDORES A PRESION Y CARGAS DE BOMBAS CENTRIFUGAS
	65-45-12		448	65	310	45	12	COMPONENTES DE MAQUINARIA SUJETAS A IMPACTO Y FATIGA
	80-55-06		552	80	379	55	6	ENSAMBLAJES VULNTERES DE ENERGIA Y ENLAMES
	100-70-03		689	100	483	70	3	ENSAMBLAJES Y COMPONENTES DE MAQUINARIA DE ALTA RESISTENCIA
	120-90-02		827	120	621	90	2	PISTONES, ENGRANES, REOLLOS Y BULAS
SAE J434c	D4518	170 MAX	414	60	276	40	18	PARTES DE LA SUSPENSIÓN DE AUTOMOVILES
	D4512	156-217	448	65	310	45	12	BIELAS DE FRENO
	D5506	187-255	552	80	379	55	6	ENSAMBLAJES
	D7003	241-302	689	100	483	70	3	ENSAMBLAJES
	DQ Y T	(E)	(F)	(F)	(F)	(F)	(F)	ESPORTES PARA HELICOPTEROS
MIL-1-8137 (NAVAL)	CLASE A	190 MAX	414	60	310	45	15	GRUPO ELECTRICAS, HERRAJES, BOMBAS, ENLAMES, ESPORTES
	CLASE B	170 MAX	379	55	207	30	7	PARTES A PRESION, PROPELAS DE TURBINAS
	CLASE C	175 MAX	345	50	172	25	20	PARTES A PRESION, PROPELAS DE TURBINAS

A) PARA CONDICIONES NOCORTAS Y USOS VISTOS EN LA TABLA 3
 B) REOLLOS EN PARTES DETERMINADAS DE LA FUNDICIÓN
 C) SE FUNDIÓ EN UN ESPECÍMENE STANDARD TOMADO DE LA PRODUCCIÓN
 D) REOLLOS EN FORMA COMERCIAL EN 1976

E) ESPECIFICACIÓN ESPECIADA POR MUTUO ACUERDO ENTRE PRODUCTOR Y
 COMPRADOR
 F) EL VALOR PUEDE SER COMPATIBLE CON EL NÚMERO DE SUJETA ESPECIADA
 PARA TODA LA PRODUCCIÓN DE LAS PIEZAS FUNDIDAS

REFERENCIA 5

c) Implementación de los avances tecnológicos inherentes a la producción del hierro dúctil.

Las industrias que usan la mayor parte de la fundición de hierro dúctil son la automotriz y la de implementos agrícolas. En 1975 el 55 % de todo el hierro dúctil que se fabricó en E.U. se usó en la industria de automotores; por sus ventajas económicas, facilidad de conformado, de corte (de maquinabilidad); se usa en partes clave de automóvil como cigüeñales, tambores, cabezales, árbol de levas, multiple, etc. .Recientemente se tomó en cuenta para fabricar tuberías.

4.4 Manufactura y control metalúrgico del hierro dúctil.

Para obtener una pieza de hierro nodular exitosa, se requiere de un conocimiento extenso en teoría y práctica de la metalurgia: de conocer el proceso de producción, control de los parámetros involucrados en la obtención de hierro dúctil. Frecuentemente, la evaluación se hace por pruebas mecánicas, análisis químico, y estudios metalográficos en el proceso de producción del hierro dúctil para asegurar la calidad del producto terminado.

La manufactura de un hierro dúctil de alta calidad trae consigo una cuidadosa selección de materias primas de alta pureza con el fin de evitar compuestos indeseables dentro de la microestructura; como son :

Carburos, Manganeso, Fosfuros, y Sulfuros.

El Magnesio, Cerio y otros elementos se controlan para atraer y dar la forma típica al carbono en nódulos. Los elementos siguientes interfieren con la formación de nódulos y

por tanto se disminuye su contenido en la microestructura : Plomo, Antimonio, Titanio, Telurio, Bismuto y Circonio. Los elementos de aleación como el Cromo, Níquel, Molibdeno, Cobre, Vanadio y Boro actúan como formadores de carburo, estabilizadores de perlita y promotores de ferrita; los elementos aleantes se controlan para tener las propiedades mecánicas deseadas y para asegurar la continuidad de la microestructura en las secciones críticas de una pieza fundida.

La reducción necesaria en el contenido de Azufre se hace antes de activar el proceso de nodulizado, éste debe ser menor o igual a 0.01% ; ello puede lograrse por medio de la desulfurización del metal base si se adiciona Magnesio.

4.5 Formación y distribución del grafito en el hierro dúctil

Existen tres grandes tipos de agentes nodulizantes, todos contienen Magnesio : Aleaciones de Magnesio, nodulizantes a base de Níquel y Magnesio-Ferrosilicio.

Las Aleaciones de Magnesio se adicionan a la fundición del metal base en forma de alambres, lingotes; los otros dos nodulizantes en forma de pellets, combinados con hierro esponja o empaquetados en los poros del Coque.

El método de introducción de los aleantes ha variado del método de cucharón abierto (el aleante se coloca en la parte inferior del recipiente y el metal se vierte sobre él), al método de contenedor a presión (el aleante del Magnesio se fija al recipiente que gira a velocidad constante junto con el metal base fundido, por efecto de difusión se adiciona a su estructura). En todos los casos, el Magnesio se vaporiza; el vapor viaja dentro del metal fundido disminuyendo el contenido de Azufre y promoviendo la formación de grafito esferoidal.

4.6 Pruebas y especificaciones para el hierro dúctil

Varias pruebas se usan para controlar el proceso de producción del hierro dúctil; se comienza con un análisis químico de las materias primas, proceso de fundición del metal base, así como el proceso de inoculación de los aleantes antes y después del nodulizado. El muestreo de especímenes metálicos, por medio de enfriamiento rápido para determinar el contenido de Carbono, Silicio, y Carbono equivalente en la fundición.

Después del paso de nodulizado, se recomienda por norma un examen microscópico para cada colada de metal según la AFS (Sociedad Americana de Fundidores) y se puede consultar a detalle en la norma ASTM A395, dicha norma tiene como fin observar la forma y distribución del grafito, y el tipo de microestructura en la matriz; así los datos anteriores se comparan con los estándares de las normas reconocidas por la AFS y la ASTM para caracterizar el tipo de hierro nodular.

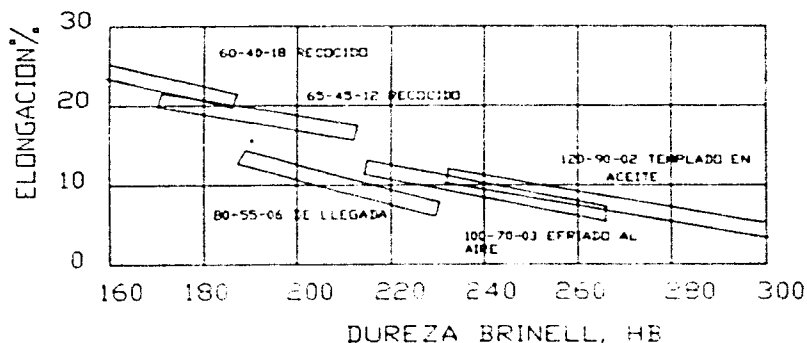
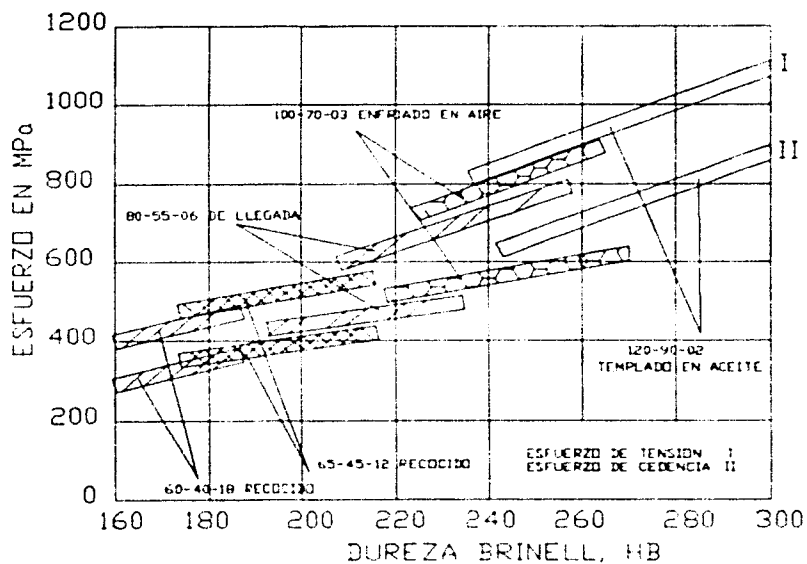
Las pruebas de dureza contra propiedades mecánicas pueden evaluarse y reportarse en gráficas o tablas como lo indica la norma SAE J4346; la gráfica más importante relaciona la resistencia a la tracción contra dureza para diferentes tipos de tratamientos térmicos. La figura 4.1 es una muestra de esta gráfica. (Ver figura 4.1).

La verificación de la distribución de los nódulos puede obtenerse por métodos de ultrasonido, relacionando la forma y distribución de los nódulos de grafito con la velocidad del sonido en la zona de estudio; amén de comparar con un estándar reconocido por la ASTM.

4.7 Tratamientos térmicos básicos para hierro dúctil

Cuando las propiedades deseadas son difíciles de obtener de la fundición como tal, el hierro dúctil debe ser tratado térmicamente para producir propiedades mecánicas uniformes,

FIGURA 4.1 PROPIEDADES DE TENSION CONTRA DUREZA EN HIERRO DUCTIL



PROPIEDADES MECANICAS DETERMINADAS DE ESPECIMENES TOMADAS DE UN BLOQUE DE FUNDICION CON 25mm DE ESPESOR REFERENCIA 5

especialmente en piezas con formas o secciones gruesas o con variaciones en el espesor de su sección principal.

a) En piezas de fundición dúctil de sección larga e irregular se aplica el tratamiento térmico de relevado de esfuerzos residuales en el siguiente intervalo de temperaturas :

Relevado de esfuerzos de 540°C a 600°C (1000°F a 1100°F) para reducir las deformaciones o combado y la distorsión de la pieza durante el maquinado. Las propiedades mecánicas son prácticamente inalteradas por el tratamiento térmico de relevado de esfuerzos.

b) El recocido total de ferritización se aplica a los hierros dúctiles de grado 60-40-18 para aplicaciones que requieren de la máxima resistencia al impacto, así como la mayor ductilidad. Este tratamiento térmico se hace elevando la temperatura a 900°C (1650°F) seguida de la permanencia del material a dicha temperatura durante un tiempo determinado; posteriormente un enfriamiento a 700°C (1300°F) y su permanencia durante un tiempo determinado, seguido del enfriamiento final en una cámara de temperatura controlada en condiciones de equilibrio.

c) El recocido subcrítico se realiza en hierros dúctiles de grado 60-40-18 a 65-45-12, en aplicaciones donde se desee buena dureza y ductilidad, ello se logra elevando la temperatura del material a 730°C (1350°F) y manteniéndolo a dicha temperatura hasta obtener la estructura ferrítica, seguido de un enfriamiento controlado.

d) Normalizado y revenido, es el tratamiento térmico empleado para producir la estructura perlítica en el hierro dúctil de grado 100-70-03. Se usa para aplicaciones donde requiere de gran

resistencia a la tracción; las piezas fundidas se calientan a temperaturas cercanas o igual a 900°C (1650°F), se mantiene a dicha temperatura hasta estabilizar la estructura y se continúa con el enfriamiento rápido por medio de ráfagas de aire; después, se recalienta a cualquier temperatura seleccionada dentro del intervalo de 540°C a 675°C (1000°F a 1250°F) provocando un relevado de esfuerzos en un tiempo determinado, así como el control del valor de la dureza.

e) El hierro dúctil martensítico grado 120-90-02 se produce por el calentamiento de la pieza a 900°C (1650°F) ; se mantiene cierto tiempo a dicha temperatura, continuando con el temple en aceite con agitación, produciendo una pieza de gran resistencia y dureza; se continúa con el revenido a una temperatura dentro del intervalo de 510°C a 565°C (950°F a 1050°F).

f) El grado de endurecimiento superficial puede ser tan grande como 60 RC en capas poco profundas de la pieza. Los métodos superficiales de endurecimiento son :

Endurecimiento a la flama.

Endurecimiento por inducción.

Para ello se eleva la temperatura de la superficie a 900°C (1650°F) durante pocos segundos, a continuación un rocío superficial con agua produciéndose el temple superficial y por tanto el aumento de dureza. La superficie endurecida es más eficaz cuando la capa es pequeña y no se encuentra ferrita en su microestructura como en los hierros dúctiles de grado 100-70-03 a 120-90-02.

4.8 Propiedades mecánicas del hierro dúctil

Muchos de los estándares de especificación para el hierro dúctil se desarrollaron por la ASTM (Sociedad Americana de Pruebas Mecánicas) en base al estudio estadístico de miles de barras. La norma ASTM A395 proporciona mucha información para lograr el mayor conocimiento del material. (Ver la tabla 4.5).

a) Efecto de la composición química. Las propiedades del hierro dúctil dependen básicamente de la composición química, ésta debe ser uniforme para cada fundición; para un lote del mismo tipo de fundición a verter en moldes de arena, acero etc., (siguiendo los mismos pasos de selección de materias primas, proceso de fundición, moldeo y maquinado, un lote de cigüeñales para un modelo de automóvil). Los elementos más importantes para el hierro dúctil serán los que ayuden a tener una matriz uniforme; así como, la mejor forma y distribución del grafito en nódulos.

El carbono influye en la fluidez dentro del molde y las características de contracción del metal, por tanto debiera tenerse en cuenta en el proceso de diseño; influye también en el tipo y número de las partículas de grafito formadas durante la solidificación, no olvidando la influencia de los métodos de inoculación de los elementos nodulizadores.

El Silicio es un poderoso agente grafitizador; un incremento en la cantidad de Silicio promueve la formación de ferrita, reduce la resistencia a la tensión, así como la dureza, aumenta el intervalo de la temperatura de transición para todos los tratamientos térmicos.

Entre los elementos de aleación comúnmente usados para aumentar las propiedades mecánicas del hierro dúctil se tiene el Manganeso que actúa como estabilizador de perlita, aumentando la resistencia a la tensión, pero disminuyendo la ductilidad.

TABLA 4.5 PROPIEDADES MECANICAS PROMEDIO DEL HIERRO
 DUCTIL OBTENIDAS POR TRATAMIENTO TERMICO
 PARA AUMENTAR LOS NIVELES DE RESISTENCIA

TRAT.	TEMP.	YIELD	ESFUERZO	ELONGACION	MOD. ELASTICIDAD	RELACION
			MPa	%	MPa	POISSON
TENSION						
60-40-10	167	471	257 (c)	17	167	0.29
65-45-12	167	474	248 (c)	17	168	0.29
80-55-06	192	559	152 (c)	17	168	0.31
180-90-02	331	974	94 (c)	17	164	0.29
COMPRESION						
60-40-10	167		359 (c)		164	0.31
65-45-12	167		362 (c)		163	0.31
80-55-06	192		386 (c)		165	0.31
180-90-02	331		920 (c)		164	0.27
TORSION						
60-40-10	167	472	195 (d)		63 65.5 (e)	
65-45-12	167	475	297 (d)		64 65 (e)	
80-55-06	192	504	193 (d)		62 64 (e)	
180-90-02	331	875	492 (d)		63.4 64 (e)	

(a) DETERMINADOS POR DIFERENTES TRATAMIENTOS TERMICOS LOS RESULTADOS SE OBTUVIERON DE ESPECIMENES OBTENIDOS DE BLOQUE DE FUNDICION CON 25 mm DE ESPESOR

(b) EN 50mm

(c) ESFUERZO DE PRUEBA AL 0.2%

(d) ESFUERZO DE PRUEBA AL 0.0375%

(e) CALCULADO DEL MODULO DE ELASTICIDAD Y LA RELACION DE POISSON REFERENCIA 5

El Niquel se usa para aumentar la resistencia a la tensión, lograr la estructura de perlita fina, aumentar la templabilidad y se usa en piezas cuya superficie se someterá a algún tipo de endurecimiento superficial.

El Cobre es un agente estabilizador de perlita y aumenta la resistencia a la tensión.

El Molibdeno puede adicionarse, sirve para estabilizar la microestructura presente en el hierro dúctil a elevadas temperaturas; así como mantener las propiedades mecánicas a temperaturas cercanas a 650°C (1200°F) en hierro dúctil de baja aleación.

b) Efecto de la forma del grafito. La conversión de la forma de grafito de hojuelas a nódulos, se alcanza por medio de la adición de Magnesio (o Magnesio y Cerio) en la fundición de hierro incrementando de cinco a siete veces la resistencia a la tensión con respecto al hierro fundido común.

Las formas intermedias entre hojuelas y nódulos de grafito aumentan sus propiedades mecánicas conforme se aproximan a está última.

c) Efectos según el tipo de sección. La velocidad de enfriamiento varia por el tipo de sección presente en la pieza; este cambio en la velocidad de enfriamiento puede afectar la forma de los nódulos de grafito y la estructura de la matriz. Las secciones de mayor volumen , tienen un enfriamiento lento, formando grandes nódulos de grafito durante la solidificación como en piezas de hierro dúctil con secciones mayores a 65mm (2 1/2 in). Existe la posibilidad de obtener la línea central de enfriamiento durante la solidificación provocando simetría en su forma y propiedades mecánicas. La estructura de la matriz está determinada por la velocidad de enfriamiento partiendo de

temperaturas cercanas a la temperatura eutéctide y los elementos de aleación; el enfriamiento lento en las secciones de mayor volumen promueve la formación de perlita.

Estructuras Martensíticas y Bainíticas en hierro dúctil

Las estructuras martensíticas y bainíticas se forman solo por tratamiento térmico, se obtienen para piezas que trabajan a grandes esfuerzos, durezas y poco porcentaje de elongación, como el hierro dúctil de grado 120-90-02; también puede ser el caso del hierro dúctil austemplado (cambia tipo de microestructura)

Los niveles de resistencia a la tensión se incrementan después del tratamiento térmico (Martemple para hierros dúctiles de estructura martensítica y austemple para los de estructura bainítica) como muestra la tabla 4.5, la cual contiene los datos promedio para cuatro tipos comerciales de hierro dúctil. Los valores pueden variar según el fabricante para el mismo grado de hierro dúctil.

La tabla 4.5 muestra la pequeña variación existente en el valor del módulo de elasticidad y la relación de Poisson. Los valores se obtuvieron realizando las pruebas mecánicas apropiadas a las barras estandar de 12.83 mm de diámetro equipadas con calibradores para registrar la reducción en la sección del diámetro. En la tabla 4.5 se muestran las propiedades del hierro dúctil sometido a compresión y torsión.

Capacidad de amortiguamiento

El intervalo de amortiguamiento del hierro dúctil dentro del rango de dureza de 156 a 241 HBN, es 6.6 veces mayor al de un acero 1018 y 0.12 veces la del hierro gris de grado 30. Los datos siguientes se tomarón de mediciones a la frecuencia de resonancia para piezas estandarizadas :

Material	Patrón de atenuación.
Hierro dúctil	8.316×10^{-4} (a)
Acero 1018	1.31×10^{-4} (b)
	1.23×10^{-4} (c)
Hierro gris clase 30	68.67×10^{-4} (a)

- a) Valor principal.
- b) Dirección longitudinal.
- c) Dirección transversal.

Propiedades de impacto.

Los resultados de la prueba de impacto Charpy de muesca V se muestran en la figura 4.2 (a) para el hierro dúctil ferrítico; en la figura 4.2 (b) se muestran los resultados de la prueba Izod para el mismo material; los efectos del Silicio y Níquel se observan en las figuras 4.2 (c) y (d), un incremento en Silicio reduce la energía de impacto y aumenta la temperatura de transición para el hierro dúctil ferrítico y el Níquel disminuye la temperatura de transición. (Ver figura 4.2).

Los datos de la figura 4.3 ayudan a comprender las propiedades presentes en la prueba de impacto para los hierros dúctiles; un aumento en perlita y/o Silicio disminuye la temperatura de transición; la temperatura de transición es poco afectada por otros elementos de aleación presentes en el hierro dúctil. (Ver figura 4.3).

Los efectos de las pruebas de impacto Charpy de muesca V se muestran en la figura 4.4 para el hierro dúctil aleado con 0.75% de Níquel y tratado térmicamente. La curva F es típica del tratamiento térmico de austempering (Austempering) mostrando la elongación sólo a grandes valores de esfuerzo.
(Ver figura 4.4).

Tenacidad a la Fractura

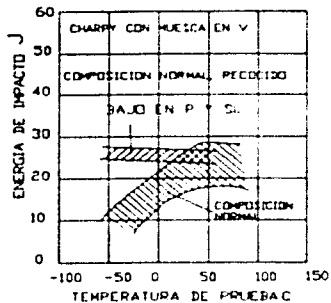
Ciertamente los hierros dúctiles de bajo grado no presentan fractura frágil cuando se les somete a una prueba de falla, este comportamiento es contrario a los principios básicos de los mecanismos de falla; se atribuye este comportamiento a la deformación localizada de la ferrita que rodea a cada nódulo de grafito. En los hierros dúctiles de bajo grado (sometidos a esfuerzos de tensión) las condiciones para formar planos de esfuerzo se mantienen a temperaturas bajas hasta hacer frágil a la ferrita; de otra forma incrementando el tipo de pruebas de fractura para especímenes de hierro dúctil no se podría obtener mediciones sólidas del K_{1c}. Los valores para este tipo de prueba se muestran en la tabla 4.6. (Ver tabla 4.6).

Los valores de la tabla 4.6 se recopilaron según la norma ASTM E399-72.

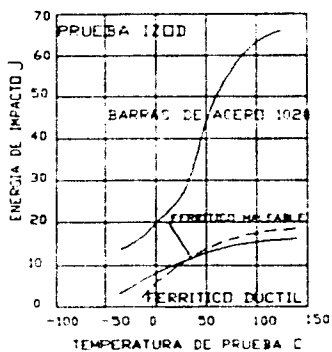
Pruebas de fatiga para hierros dúctiles

La figura 4.5 muestra las curvas típicas de la prueba de fatiga para hierros dúctiles ferríticos y perlíticos. Para ambos la prueba se realizó con muesca y sin ella. El examen se hace en la máquina tipo Wohler con piezas pulidas de 10.6 mm de diámetro. El límite de fatiga depende de las condiciones superficiales de la pieza. (Ver figura 4.5).

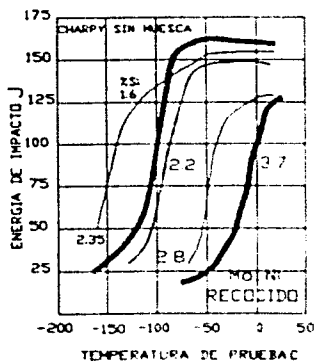
FIGURA 4.2 ENERGIA DE IMPACTO VS TEMPERATURA
PARA HIERRO DUCTIL FERRITICO
REFERENCIA



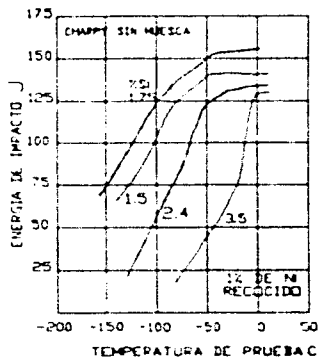
(A)



(B)



(C)



(D)

REFERENCIA 5

La figura 4.6 muestra la significativa diferencia existente entre el valor de límite de fatiga para el espécimen del mismo material, sometido al mismo esfuerzo pero con superficies, una con maquinado simple y la otra con superficie pulida. (Ver figura 4.6).

La influencia del esfuerzo de tensión y la estructura de la matriz con respecto al límite de fatiga se muestra en la figura 4.7. La razón de fatiga se define como el esfuerzo de límite de fatiga dividido por el esfuerzo de resistencia a la tensión; por tanto la razón de fatiga para el hierro dúctil declina en su valor cuando el esfuerzo a la tensión aumenta. (Ver figura 4.7).

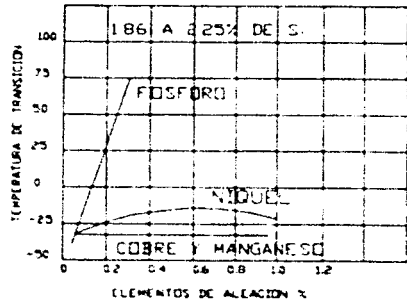
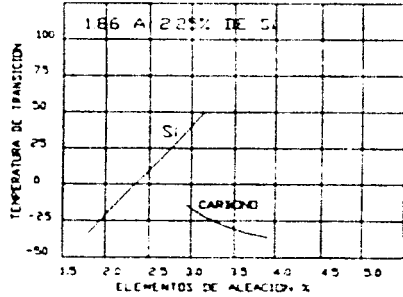
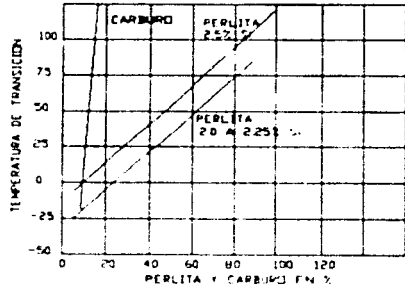
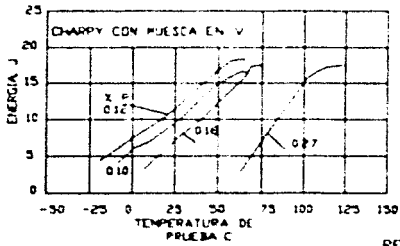
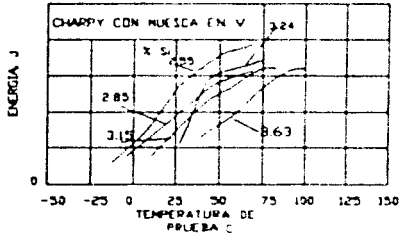
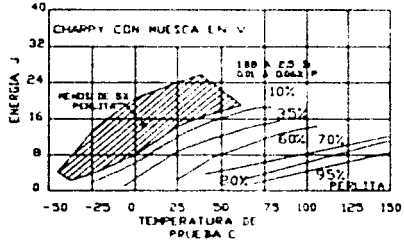
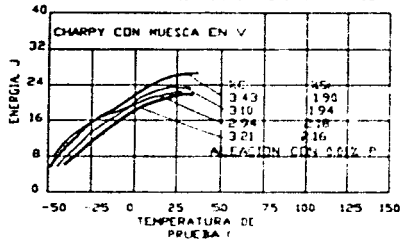
Considerando la estructura de la matriz, habrá valores pequeños cuando esta sea de alta resistencia a la tensión; predisponiendo al material a fallas por fatiga. Una forma de evitar esto es rediseñar el tipo de estructura con el fin de reducir la resistencia a la tensión, un ejemplo es el hierro dúctil martensítico revenido. La tabla 4.7 tiene los datos para la prueba de fatiga realizada a tres tipos de hierros dúctiles; así como la indicación del tipo de tratamiento térmico realizado. (Ver tabla 4.7).

Propiedades mecánicas a altas temperaturas

La dureza y la resistencia para todos los grados estandarizados de hierro dúctil se mantiene constante a temperaturas cercanas a 425°C (800°F) como muestra la figura 4.8 para cuatro tipos de hierro dúctil. (Ver figura 4.8).

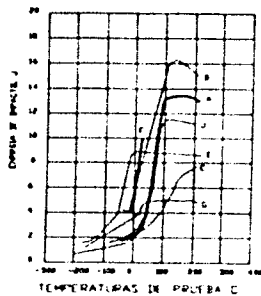
La resistencia a la oxidación de los hierros dúctiles a 700°C (1300°F) se muestra en la tabla 4.8; se aprecia el aumento de resistencia a alta temperatura al aumentar el contenido de Silicio en la composición química. Los hierros dúctiles tienen mayor resistencia a la oxidación de la presentada por aceros fundidos e hierros maleables perlíticos.

FIGURA 4.3 EFECTO DE LA COMPOSICION QUIMICA Y MICROESTRUCTURA EN EL COMPORTAMIENTO DE LA PRUEBA DE IMPACTO CHARPY CON MUESA EN V PARA EL HIERRO DUCTIL REFERENCIA



REFERENCIA 5

FIGURA 4.4 EFECTO DEL TRATAMIENTO TERMICO SOBRE LAS PROPIEDADES DE LA PRUEBA DE IMPACTO DE ESPECIMENES CHARNY CON MUESCA V DE HIERRO DUCTIL REFERENCIA



MUESTRA (g)	TRATAMIENTO TERMICO	ESFUERZO DE TENSION	ESFUERZO DE CEDENCIA	% DE ELONGACION EN 50 mm
A	DE LLEGADA	530	325	12.8
B	RECOCIDO SUBCRITICO	470	315	23.6
C	TEMPLE Y REVENIDO	635	530	8.8
J	TEMPLE Y REVENIDO	750	580	9.1
G	TEMPLE Y REVENIDO	1030	750	4.1
E	TEMPLE Y NORMALIZADO	780	475	8.2
F(b)	AUSTEMPLE	930	650	11.5

(a) ANALISIS QUIMICO: 0.26% C, 0.01% P, 0.005% S, 0.49% SI, 0.08% Cu, 0.78% Ni, 0.15% Co.
 (b) ANALISIS SIN CONOCER, PESA TADOS PUBLICADOS POR INTERNATIONAL HARVESTER Co.

TENACIDAD A LA FRACTURA DEL HIERRO DUCTIL

TIPO DE HIERRO	CONDICION	ESFUERZO ULTIMO MPa	ESFUERZO DE CEDENCIA MPa	ELONGACION %	VIC. HERRIN 1/2		
					20 C	-40 C	-110 C
FERRITICO	DE LLEGADA	521	427	11	---	32.0	27.5
	3.5% Si	547	471	9	---	24.6	---
PERLITICO	DE LLEGADA	709	373	7.5	---	33.8	---
	NORMALIZADO	918	551	3.6	---	41.3	---
	AUSTEMPLADO	---	620 (a)	---	---	33.3	---

(a) ESTIMADO

REFERENCIA 3

El aumento dimensional en piezas de hierro fundido es menor al del hierro gris a elevadas temperaturas de acuerdo a los datos de la figura 4.9(a) a la temperatura de 900°C, además se muestra la composición química. La figura 4.9 (b) muestra la comparación de expansión dimensional a la temperatura de 540°C (1000°F). (Ver figura 4.9).

El esfuerzo de fluencia dependerá de la composición química y del tipo de estructura existente en la matriz como se muestra en la figura 4.10 (a), se observa el valor del esfuerzo de fluencia para hierro dúctil comparable con el del acero recocido de bajo carbono 1018 a la temperatura de 650°C (1200°F). (Ver figura 4.10).

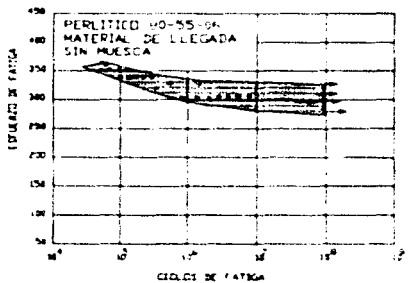
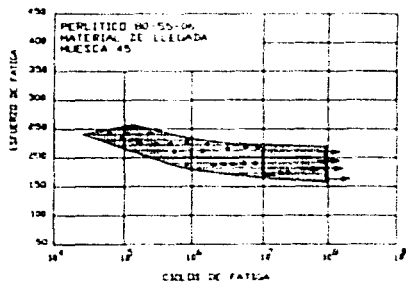
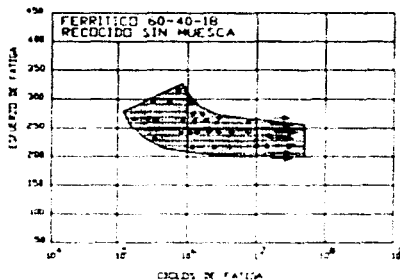
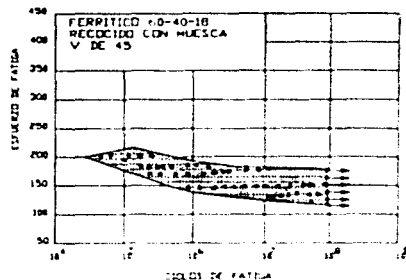
La tabla 4.9 muestra los esfuerzos de fluencia para diferentes composiciones químicas de hierros dúctiles. Las figuras 4.10 (b) y 4.10 (c) relacionan los valores de deformación de fluencia para diferentes esfuerzos aplicados y temperaturas de operación. (Ver tabla 4.9).

Para mejorar la resistencia a la fluencia se adiciona Molibdeno o Cobre como se muestra en la tabla 4.9 y la figura 4.11. (Ver tabla 4.9 y figura 4.11).

Las figuras 4.12 (a) y 4.12 (b) muestran el esfuerzo necesario a la temperatura indicada que provoca la razón de deformación adecuada de valor 0.0001% /hora en hierro dúctil ferrítico.

Las curvas características esfuerzo-ruptura para los hierros dúctiles ferríticos y perlíticos se muestran en las figuras 4.12 y 4.13. La adición de 2% Molibdeno para hierro dúctil con 4% de Silicio aumenta el esfuerzo de ruptura a elevadas temperaturas y durante un tiempo de permanencia a dicha temperatura, como muestra la figura 4.14. (Ver figuras 4.12 4.13 y 4.14).

FIGURA 4.5 PROPIEDADES DE FATIGA DEL HIERRO DUCTIL



GRADO	SIN MUESCA			CON MUESCA		
	ESFUERZO DE TENSION MPa	ESFUERZO DE FATIGA MPa	RELACION DE FATIGA	ESFUERZO DE FATIGA MPa	RELACION DE FATIGA	FACTOR DE CONCENTRACION DE ESFUERZOS
60-40-18	480	205	0.43	125	0.26	1.67
80-55-06	600	275	0.46	165	0.24	1.67

REFERENCIA 5

FIGURA 46 EFECTO DE LA CONDICION SUPERFICIAL SOBRE EL LIMITE DE RESISTENCIA A LA FATIGA DEL HIERRO DUCTIL REFERENCIA

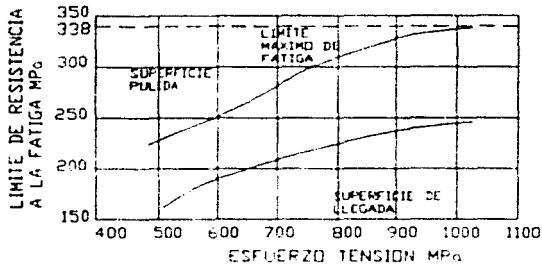
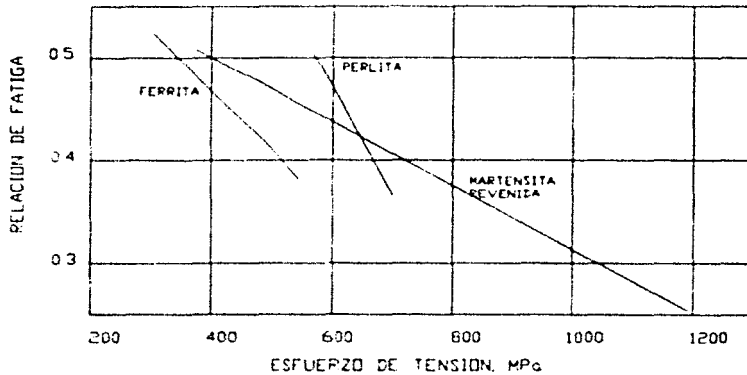


FIGURA 47 EFECTO DE LA RESISTENCIA A LA TENSION Y ESTRUCTURA DE LA MATRIZ SOBRE LOS VALORES DE LA RELACION DE FATIGA PARA HIERRO DUCTIL REFERENCIA



REFERENCIA 5

TABLA 4.7 RESUMEN DE LAS PROPIEDADES DE FATIGA PARA TRES GRADOS NORMALIZADOS DE HIERRO DUCTIL

TIPO	SIN MUESCA			CON MUESCA		
	RESISTENCIA A LA TENSION St MPa	LIMITE DE RESISTENCIA A LA FATIGA Se MPa	RELACION DE FATIGA (a)	LIMITE DE RESISTENCIA A LA FATIGA Sn MPa	RELACION DE FATIGA (b)	FACTOR DE SENSIBILIDAD A LAS MUESCAS (c)
65-45-12	490	210	0.43	145	0.30	1.4
80-55-06	620	275	0.44	165	0.27	1.7
120-90-02cd	930	338	0.36	207	0.22	1.6

(a) Se/St

(b) Sn/St

(c) Se/Sn

(d) TEMPLADO DESDE LA TEMPERATURA DE 900 C REVENIDO A 600 C

- a) RELACION DE FATIGA = Se/St (SIN MUESCA)
 b) RELACION DE FATIGA = Sn/St (CON MUESCA)
 c) FACTOR DE SENSIBILIDAD A LAS MUESCAS = Se/Sn

REFERENCIA 5

La figura 4.15 muestra las figuras de comportamiento para el esfuerzo de ruptura, la interpretación de ellas, es por ejemplo : (Ver figura 4.15).

El hierro dúctil con esfuerzo de 20 MPa (4 ksi) soporta dicho esfuerzo durante 10 000 horas a la temperatura de 565°C (1050°F).

Las propiedades de tensión son superiores para hierros perlíticos para tiempos cortos a elevadas temperaturas como lo muestra la figura 4.16 (a). Las figuras 4.16 (b) y 4.16 (c) resumen las propiedades del hierro dúctil recocido, comparándolas con aceros fundidos. (Ver figura 4.16).

Templabilidad del hierro dúctil

El hierro dúctil puede ser endurecido para piezas con condiciones extremas de carga, como son engranes de alta resistencia, carcazas de bombas de desplazamiento positivo rodillos, dados, tambores para embragues e implementos agrícolas.

Los valores de templabilidad se obtienen aplicando la prueba de templabilidad por enfriamiento de la punta o ensayo Jominy.

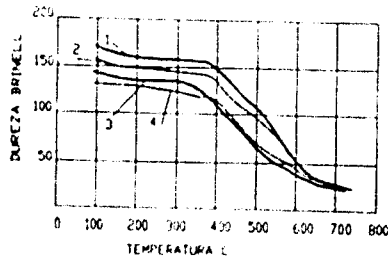
Los detalles concernientes al procedimiento de prueba pueden obtenerse si se consulta la norma ASTM designación A255-48T End Quench Test for Hardenability.

Las curvas típicas de templabilidad se piden al fabricante o se consultan en las desarrolladas por la ASTM para un tipo especial de hierro dúctil.

Las temperaturas de austenización dentro del intervalo de temperaturas de 870°C a 1000°C (1600°F a 1850°F) influyen muy poco en la templabilidad. Los hierros dúctiles tienen mayor distancia de penetración de la dureza comparados con los aceros hipereutéctoides y eutéctoides del mismo contenido de aleantes

FIGURA 4.8 EFECTO DE LA TEMPERATURA SOBRE LA DUREZA PARA 4 TIPOS DE HIERRO DUCTIL (FERRITICO)

REFERENCIA 5



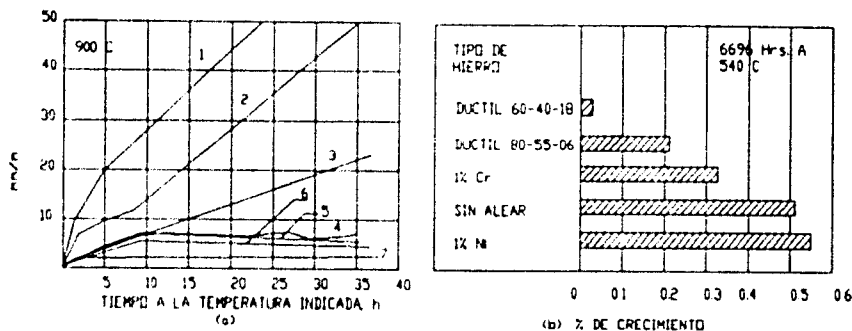
COMPOSICION DE HIERRO DUCTIL X			
No.	Mn	Si	Ni
1	0.59	2.63	1.45
2	0.42	2.41	0.72
3	0.26	2.30	0.96
4	0.57	1.85	--

TABLA 4.9 ESFUERZO DE FLUENCIA PARA DIVERSOS TIPOS DE HIERRO DUCTIL A 425°C

TC	COMPOSICION QUIMICA							CONDICION (a)	PERLITA %	RAZON DE DEFORMACION MINIMA		
	Mn	P	Si	Mo	Cu	Mg	N			0.0001%/h	0.00001%/h	
354	0.40	0.017	2.26			0.15	0.05	0.56	950	1	48	--
354	0.40	0.017	2.26			0.15	0.05	0.56	870	10	58.5	--
349	0.78	0.086	2.46			0.56	0.072	1.08	870	20	141	--
349	0.78	0.086	2.46			0.56	0.072	1.08	950	10	172	103
359	0.40	(0.02)	2.43	0.24	(0.1)	0.05	1.08		870	2	124	86
361	0.47	(0.02)	2.43	0.81	(0.1)	0.05	1.19		950	3	186	152
354	0.40	0.017	2.26			0.15	0.05	0.56	AC,SR	70	79	--
349	0.37	0.085	2.50			(0.1)	0.064	1.22	AC,SR	94	145	--
349	0.78	0.086	2.46			0.56	0.072	1.08	AC,SR	100	172	114
361	0.47	(0.02)	2.43	0.81	(0.1)	0.05	1.19		AC,SR	50	--	145

(a) = ALEADOS. AC = DE LLEGADA (AS CAST), SR = RELEVADO DE ESFUERZOS

FIGURA 4.9 CRECIMIENTO DIMENCIONAL A ELEVADAS TEMPERATURAS PARA HIERRO DUCTIL Y HIERRO GRIS. REFERENCIA REFERENCIA 5



COMPOSICION EN %

	TIPO DE HIERRO	TC	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mg
1	CLASE 25	327	0.68	2.27	0.20	0.15			
2	CLASE 25	319	0.93	2.10	0.16	0.092	0.37	1.12	
3	CLASE 40	315	0.90	1.28	0.092	0.10			
4	CLASE 40 ALEADO	306	1.01	1.55	0.078	0.069	0.341	0.98	
5	DE LLEGADA (a)	343	0.47	2.19	0.13	0.009		1.95	0.077
6	RECOCIDO (b)	350	0.54	2.58	0.12	0.010		1.50	0.055
7	RECOCIDO (a)	343	0.47	2.19	0.13	0.009		1.95	0.77

(a) MEDIDO PARA UN CORTE REALIZADO EN UN BLOQUE CON 115 mm DE ESPESOR
 (b) PARA UN CORTE EXPERIMENTAL HECHO EN UN PISTON DESPUES DE SER TRATADO TERMICAMENTE

4.9 Propiedades físicas del hierro dúctil

Los hierros fundidos son materiales no homogéneos; por tanto, las propiedades físicas se afectan según la forma, tipo y distribución del carbono en la microestructura; otra causa de variación es el tipo de matriz presente; su comportamiento es similar al de los materiales compuestos, la densidad del hierro fundido, se relaciona con la cantidad de microconstituyentes dentro de la estructura, no importando la forma o distribución; como en el caso de la conductividad térmica y eléctrica.

La tabla 4.10 lista los valores típicos para la densidad, conductividad térmica y eléctrica según el tipo de fase presente en la microestructura para diferentes fundiciones de hierro.

Para la mayoría de los hierros dúctiles la densidad promedio es 7100 kg/m^3 a temperatura ambiente. La densidad varía por el contenido de carbono y el grado de grafitización; el hierro dúctil perlítico de bajo carbono puede alcanzar la densidad de 7400 kg/m^3 ; el hierro ferrítico de alto carbono la de 6800 kg/m^3 . También influyen los elementos aleantes. (Ver tabla 4.10).

Propiedades térmicas como el calor específico se ve poco afectado por la composición química. Los valores para el calor específico del hierro dúctil no aleado varían con respecto a la temperatura como sigue :

Rango de temperatura, °C	Calor específico J/kg ^o K
20 a 200	461
20 a 300	494
20 a 400	507
20 a 500	515
20 a 600	536
20 a 700	603

FIGURA 4.10 CARACTERISTICAS DE TERMOFLUENCIA PARA EL HIERRO DUCTIL REFERENCIA 5

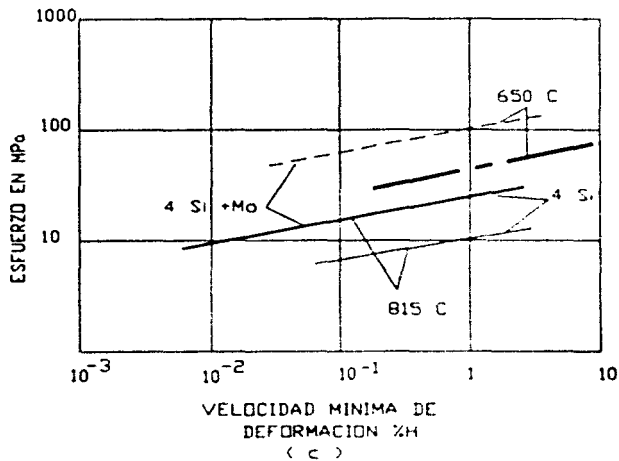
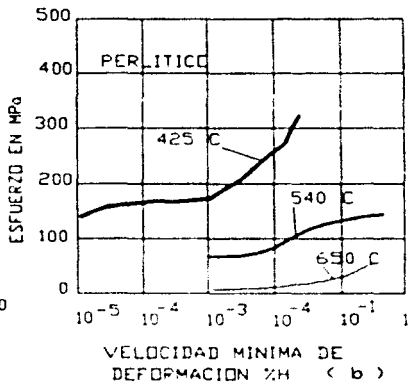
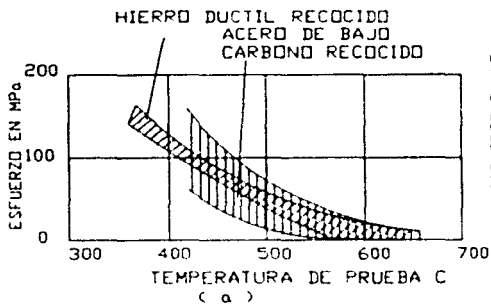


TABLA 4.8 PENETRACION DE OXIDO EN EL HIERRO DUCTIL Y OTROS MATERIALES A 700 °C

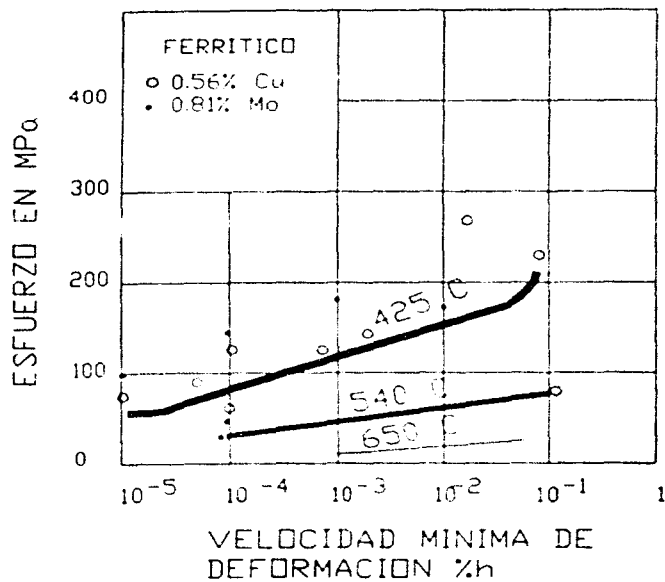
PENETRACION DE OXIDO

MATERIAL	2 000 Hrs. mm/AÑO	3 000 Hrs. mm/AÑO	4 000 Hrs. mm/AÑO
HIERRO DUCTIL			
80-55-06, 2.5 Si	53	--	41
60-40-18, 2.5 Si	56	--	28
FERRITICA-DUCTIL			
4.0 Si	41	--	34
5.5 Si	0	--	3.3
ACERO FUNDIDO	201	5.05	--
HIERRO NODULAR			
1.5 Si	131	2.8	--
1.65 Si	116	3.3	--
2.0 Si	181	3.3	--
2.5 Si	188	3.6	--
PERLITICO MALEABLE	131	--	--

REFERENCIA 5

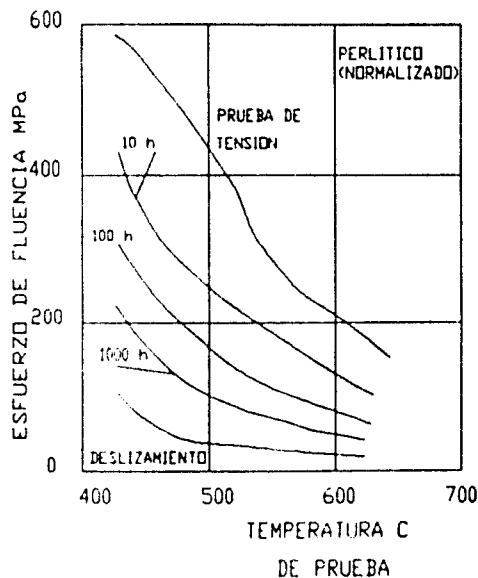
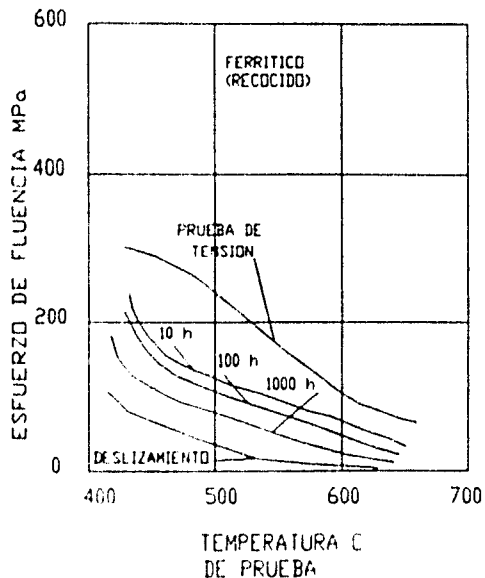
67

FIGURA 4.11 EFECTO DE MOLIBDENO Y COBRE EN EL COMPORTAMIENTO EN TERMOFLUENCIA DEL HIERRO DUCTIL FERRITICO.



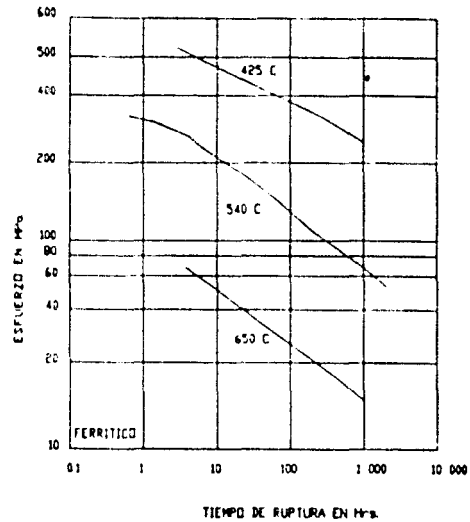
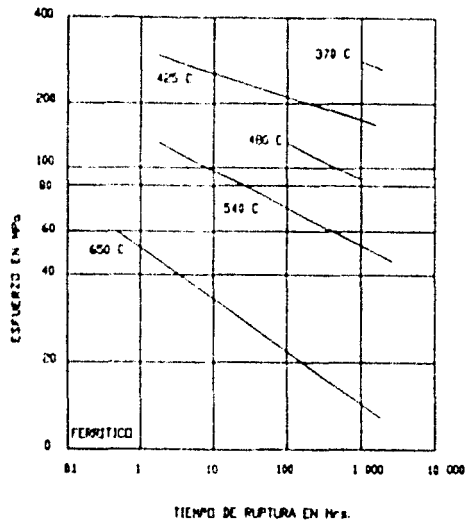
REFERENCIA 5

FIGURA 4.12 CURVAS ESFUERZO-RUPTURA PARA HIERRO DUCTIL
REFERENCIA 5



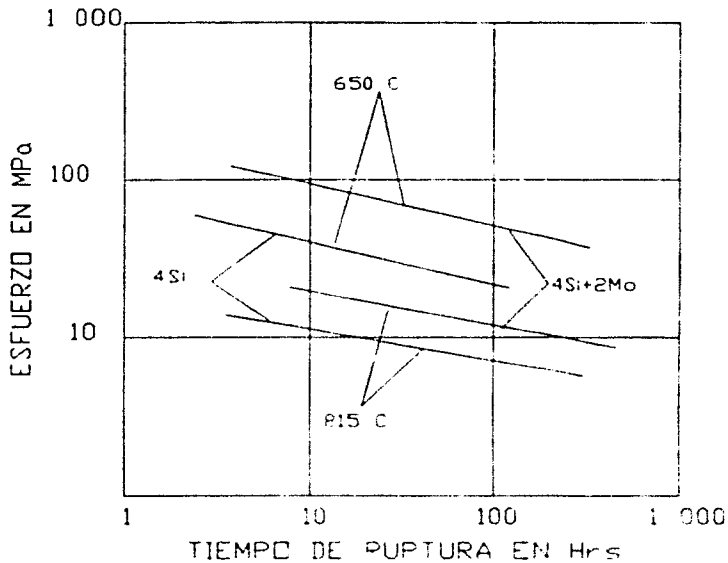
LA CURVA ETIQUETADA COMO - DESLIZAMIENTO - MUESTRA LA COMBINACION DE ESFUERZO TEMPERATURA QUE PRODUCE LA VELOCIDAD DE DESLIZAMIENTO DE 0.0001 %/h.

FIGURA 4.13 CURVAS ESFUERZO-RUPTURA DEL HIERRO DUCTIL CON 2.55 Si-1.0 Ni



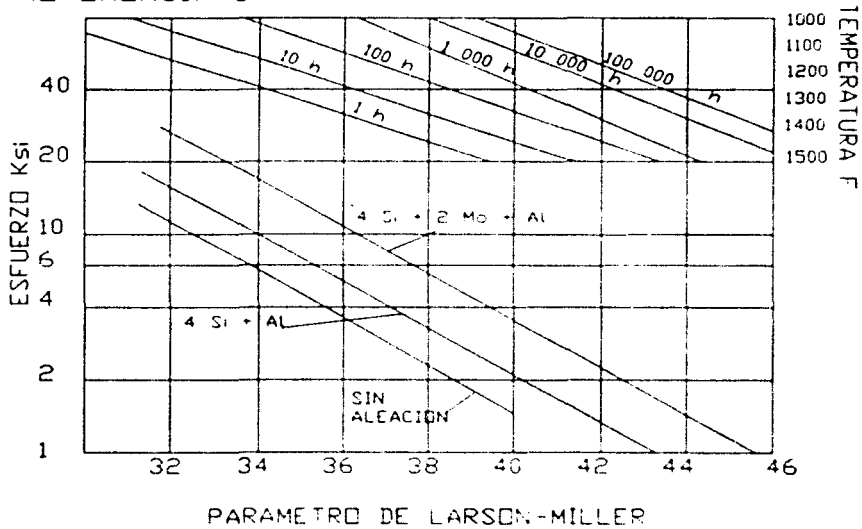
REFERENCIA 5

FIGURA 4.14 EFECTO DEL Mo. AL 2% SOBRE LA CURVA ESFUERZO RUPTURA PARA HIERRO DUCTIL REFERENCIA 5



*TEMPERATURAS DE PRUEBA EN LAS CURVAS ESFUERZO-RUPTURA

FIGURA 4.15 CURVAS ESFUERZO-RUPTURA PARA
 HIERRO DUCTIL
 REFERENCIA 5



EL PARAMETRO DE LARSON-MILLER ES $10^{-3} T(20+\text{LOG}t)$
 DONDE T ES LA TEMPERATURA EN R Y t ES EL TIEMPO
 PARA LA RUPTURA EN HORAS.

El punto de fusión varía con el contenido de Silicio y Carbono, el valor exacto del carbono total o equivalente para la composición eutéctica disminuye el punto de fusión. Los hierros dúctiles no aleados de bajo contenido de carbono funden en el intervalo de temperaturas de 1120°C a 1160°C (2050°F a 2120°F).

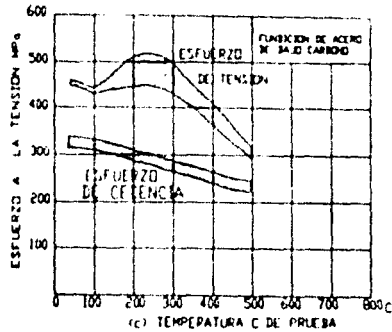
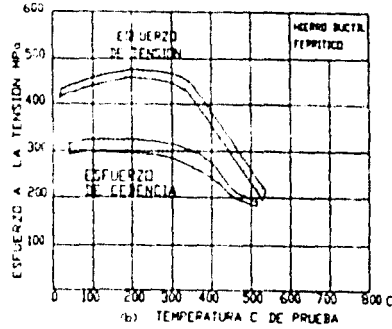
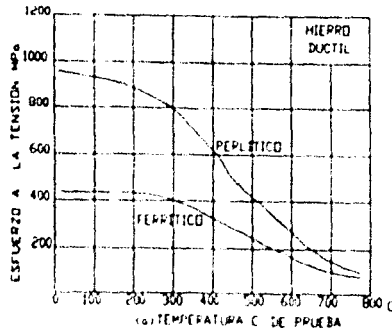
El calor específico de fusión para todos los grados de hierro dúctil ferrítico es de 210 a 230 KJ/kg.

El coeficiente de expansión térmica lineal, así como el calor específico, se consideran como constantes para la mayor parte de las aplicaciones industriales; pero una condición exacta lo hace dependiente de la temperatura.

El valor del coeficiente de expansión térmica se determina por la medición directa en los cambios dimensionales de una pieza normalizada, con calentamientos y enfriamientos dentro de intervalos de temperatura determinados. Los coeficientes para la expansión térmica lineal se dan en la siguiente tabla :

Intervalo de temperatura °C	coeficiente de expansión térmica lineal $\mu\text{m}/\text{m } ^\circ\text{K}$	
	Ferrítico	Perlítico
20 a 100	11.2	10.6
20 a 200	12.2	11.7
20 a 300	12.8	12.4
20 a 400	13.2	13.0
20 a 500	13.5	13.3
20 a 600	13.7	13.6
20 a 700	13.8	13.8
20 a 760	14.8	14.8
20 a 870	15.5	15.5

FIGURA 416 PROPIEDADES DEL HIERRO DUCTIL A TEMPERATURAS ELEVADAS
REFERENCIA 3



(a) y (b) PROPIEDADES DEL HIERRO DUCTIL
ESFUERZO DE TENSION Y DE CEDENCIA
PARA FUNDICION DE ACERO

(c) PROPIEDADES DEL ACERO FUNDIDO DE BAJO
CARBONO EN SU ESFUERZO DE TENSION Y DE
CEDENCIA

La conductividad térmica para los hierros dúctiles ferríticos es de $36 \text{ W / m } ^\circ\text{K}$ en el intervalo de temperaturas de 20°C a 500°C , varía muy poco a bajas temperaturas. La forma del grafito y el contenido de aleantes, así como el intervalo de temperaturas en que se trabaje la pieza de hierro dúctil afectan el valor de esta propiedad física. Un gran contenido de Níquel y Silicio reduce dicho valor como muestra la figura 4.17. El valor de la conductividad térmica para las microestructuras típicas presentes en hierro dúctil se presentan en la tabla 4.10. (Ver figura 4.17 y 4.18).

La propiedad de resistencia eléctrica en todos los hierros dúctiles se incrementa al aumentar la temperatura; por ejemplo, hierro dúctil con una resistencia típica 0.5 a $0.55 \mu\Omega \text{ m}$ aumenta de 1.25 a $1.3 \mu\Omega \text{ m}$ si se calienta de la temperatura ambiente a 650°C (1200°F); también el aumento en el contenido de Silicio incrementa la resistencia eléctrica. (Ver figura 4.19).

El aumento en el contenido de carbono tiende a incrementar el valor de la resistencia eléctrica, por que el grafito tiene gran resistencia eléctrica, pero la grafitización de la perlita o cementita dentro de la matriz produce un decremento por ser dichas fases de menor resistencia eléctrica. Los elementos de aleación generalmente tienden a aumentar la resistencia eléctrica.

Propiedades Magnéticas

Las propiedades magnéticas de los hierros dúctiles dependen en gran medida del tipo de fase presente en la microestructura; la influencia de los elementos aleantes es despreciable. La fase de ferrita tiene baja pérdida por histéresis y alta permeabilidad; la estructura perlítica exhibe

TABLA 4.10 DENSIDAD Y CONDUCTIVIDAD TERMICA
DE LOS MICROCONSTITUYENTES FINALES EN FUNDICIONES
DE HIERRO

CONSTITUYENTE	DENSIDAD (a) Mg/m ³	CONDUCTIVIDAD TERMICA (b) W/mK
FERRITA	7.86	70-80
AUSTENITA	7.84	---
PERLITA	7.78	50
CEMENTITA	7.66	7
MARTENSITA	7.63	---
FOSFURO EUTECTICO	7.32	---
GRAFITO	2.25	80-85 (c) 285-425 (d)

(a) A 20 °C, (b) 0 A 100 °C, (c) A LO LARGO DE UN EJE
(d) A LO LARGO DE UN PLANO BASAL

REFERENCIA 5

pérdidas por histéresis y baja permeabilidad; la cementita presenta baja permeabilidad y tiene pérdidas por histéresis.

4.10 Maquinabilidad del hierro dúctil

El hierro dúctil puede elegirse en base a su facilidad de maquinado reduciendo el costo total por pieza. El hierro dúctil tiene la misma maquinabilidad comparada con el hierro gris de similar dureza. En valores altos de dureza, la maquinabilidad del hierro dúctil es similar a la de aceros fundidos.

Los parámetros de corte recomendados se muestran en las tablas 4.11, 4.12 y 4.13. Mayor información puede consultarse en Metals Handbook en su volumen de maquinado o en el volumen tres de la octava edición de la misma obra. En la práctica, los parámetros de corte pueden cambiar por el tipo de maquinaria u objetivos de corte.

Ejemplos de maquinados : 1) El examen aplicado a una barra de material de hierro gris y de hierro dúctil, en cuanto a pruebas de desbaste se registran en las figuras 4.20 (a) y 4.20 (b). (Ver figura 4.20 y 4.21).

2) La prueba de costos se desarrolló fabricando cilindros de gran tamaño para bombas de desplazamiento positivo (peso de 5900 kg) de materiales de acero ASTM A216 e hierro dúctil ASTM. Los costos totales para cada cilindro son :

Maquinado de los cilindros de acero	\$ 3 770 USD
Maquinado de los cilindros de hierro	\$ 1 675 USD

Por tanto el menor costo de maquinado puede tomarse en cuenta como parámetro de selección para material de hierro dúctil.

4.11 Soldadura aplicada al hierro dúctil

La soldadura de piezas formadas de hierro dúctil o de piezas combinadas de hierro dúctil con acero, hierro gris o maleable, requiere de procedimientos y equipos especiales, con el fin de tener las condiciones óptimas en la sección de unión y la zona afectada por calor.

El principal objetivo de la soldadura en hierro dúctil es evitar la formación de cementita en la matriz, que provoca una zona de alta fragilidad; otro objetivo primordial en la técnica de soldadura para el hierro dúctil es retener la forma esferoidal del grafito en la microestructura.

La técnica desarrollada y patentada por la Oil City Irons Works (Corsicana, Tx) usa metal de relleno con las características químicas del hierro dúctil en forma de polvo, aplicado en la zona a unir por rocío en la superficie previamente calentada por la flama de soplete de oxiacetileno; es decir, el metal en polvo se funde por la flama y se aplica en la zona de unión; la técnica se llama Rocío de Polvo (Flux-Spray); dicha técnica, promueve la estructura libre de carburos eutécticos en la zona de unión presentando matriz perlítica con estructura " Ojo de Buey " rodeada de ferrita. Las propiedades mecánicas son prácticamente las mismas del hierro base, excepto la propiedad de ductilidad, que disminuye sensiblemente; pueden aplicarse los tratamientos térmicos aplicables al hierro dúctil.

ESTA TESIS NO SALE
 DE LA BIBLIOTECA

FIGURA 4-17 EFECTO DEL NI Y SI SOBRE LA CONDUCTIVIDAD TERMICA DEL HIERRO DUCTIL FERRITICO REFERENCIA 5

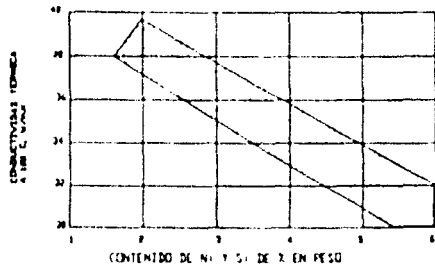


FIGURA 4-19 INFLUENCIA DE LA ESTRUCTURA DE LA MATRIZ Y CONTENIDO DE SI EN LAS PROPIEDADES DE RESISTENCIA ELECTRICA DEL HIERRO DUCTIL A TEMPERATURA AMBIENTE

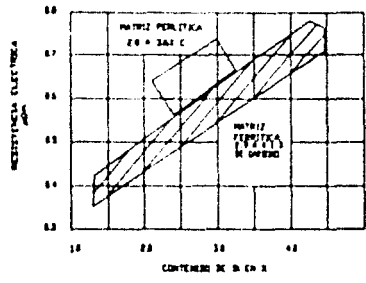
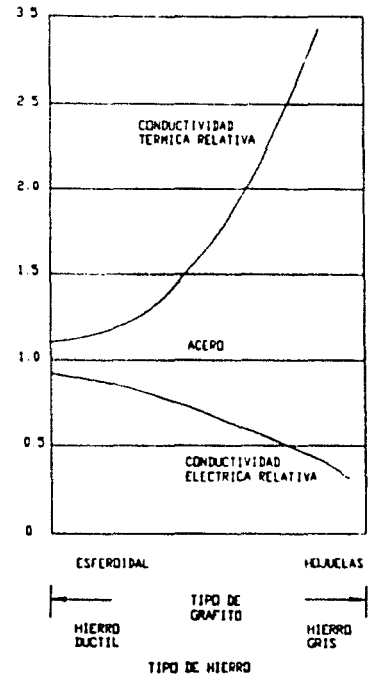


FIGURA 4-18 EFECTO DEL GRAFITO EN LAS PROPIEDADES TERMICAS Y ELECTRICAS DEL HIERRO DUCTIL



Existe otra alternativa para soldar hierro dúctil desarrollada por la Oil City Irons Works; a base de aleaciones al alto Níquel llamado soldadura por arco por flujo de núcleo de aleación (Flux-Cored-Arc-Welding, FCAW); el metal de aporte típico es la aleación con 50% Ni, 44% Fe, 4.25% Mn, 1.0% C, 0.6% Si. Este método de soldadura se aplica para reparaciones de piezas hechas de hierro dúctil y no se debe tratar térmicamente.

TABLA 4.11 VELOCIDADES DE MAQUINADO PARA HIERRO DUCTIL REFERENCIA

	HERRAMIENTAS DE ACERO RAPIDO Ft/mm (a)							PARA HERRAMIENTAS CEMENTADAS Ft/mm (a)			
	TORNEADO	TALADRADO	ORNADO	HACHELEADO	RAJURADO	FRESADO	ORNADO (f)	ESCAFEADO	TORNEADO	ORNADO	FRESADO
	(b)	(c)	(d)	(e)	(f)	(g)	(h)	(i)	(j)	(k)	(l)
60-65-12 PARA MATRIZ COMPLETAMENTE FERRITICA	50-150	80-130	50-100	20-30	30-70	50-125	40-100	20-35	175-400	75-150	200-400
MATRIZ SEMIPERLITICA 80-80-03	40-90	50-100	40-70	15-20	20-50	35-65	30-75	15-25	100-300	50-90	175-350
MATRIZ PERLITICA	40-90	50-100	40-70	15-20	20-50	35-65	30-75	15-25	100-300	50-90	175-350

- (a) LOS MÚLTIPLES VALORES LISTADOS SE MULTIPLICAN POR 0.3 PARA TENER UNA APROXIMACION EN Ft/mm EN TODOS LOS CASOS. PARA AUMENTAR LA VIDA DE LA HERRAMIENTA SE RECOMIENDA USAR VELOCIDADES MENORES A LA MEDIA ESPECIFICADA POR ESTE RANGO.
- (b) EL AVANCE DE 0.25 A 0.50 mm/rev LA MAXIMA PENETRACION NO DEBE DE EXCEDER 15 mm.
- (c) LOS AVANCES PUEDEN SER MENORES CON EL DIAMETRO DE LA BROCA A BAJAS VELOCIDADES PARA PEQUEÑOS DIAMETROS Y ALTAS VELOCIDADES PARA DIAMETROS GRANDES. CONSULTE LA TABLA II PARA TENER LOS AVANCES RECOMENDADOS.
- (d) USE AVANCES PROGRESIVOS (1/3 O 1/4) SE PERMITE QUE SEA DE 0.3 A 0.4 mm LA OPERACION DE RIMADO.
- (e) LAS VELOCIDADES CITADAS SON PRINCIPALMENTE PARA CAJAS, PERO SIN EMBARGO SE PUEDEN USAR PARA CAREADO. VEA TABLA 12.
- (f) PROFUNDIDAD DE CORTE Y AVANCE VARIABLE SEGUN SE REQUIERE EN LA OPERACION DE MAQUINADO SE RECOMIENDA USAR EL MINIMO VALOR REGISTRADO EN ESTA TABLA.

TABLA 4.12 VELOCIDAD DE TALADRADO EN HIERRO DUCTIL

DIAMETRO mm	VELOCIDAD m/rev
3	0.05
5	0.10
8	0.15
12	0.18
20	0.25
25	0.30

TABLA 4.13 VELOCIDAD PARA FRESADO EN HIERRO DUCTIL

CORTADOR	HSS mm		CC mm	
	CARA	0.15	0.30	0.20
PLANO	0.13	0.23	0.15	0.30
FIN	0.08	0.20	0.08	0.25
CIRCULAR	0.05	0.10	0.02	0.10

REFERENCIA 5

FIGURA 4.20 MAQUINABILIDAD DEL HIERRO DUCTIL
REFERENCIA 5

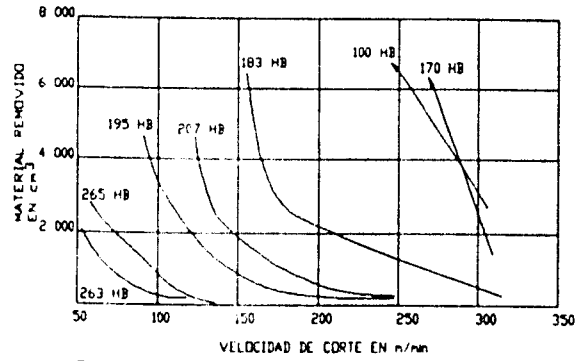
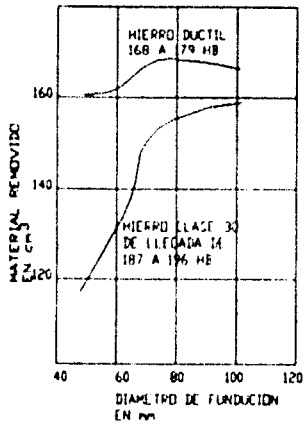
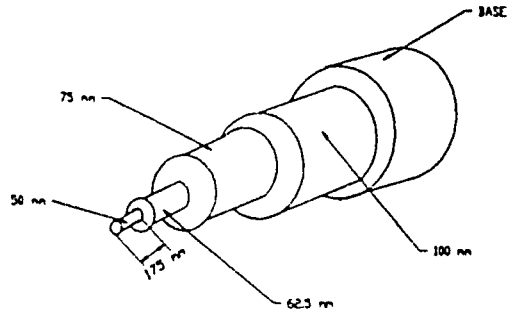
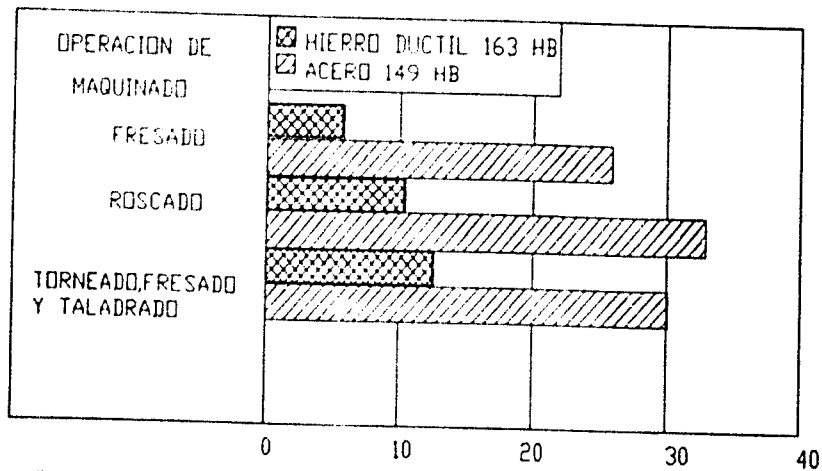


FIGURA 4.21 COMPARACION DEL COSTO DE MAQUINADO PARA LA PRODUCCION DE FUNDICION DE HIERRO DUCTIL CON ACERO FUNDIDO (U.S.A)



REFERENCIA 5

COSTO DE MAQUINADO POR OPERACION
COMPARACION POR UNIDADES MAQUINADAS.

CAPITULO CINCO

Tratamientos térmicos aplicables al hierro dúctil

5.1 Tratamientos térmicos aplicables al hierro dúctil

Los tratamientos térmicos son operaciones de calentamiento y enfriamiento a temperaturas y condiciones determinadas, para dar características más adecuadas a los materiales o aleaciones en el estado sólido.

Con los tratamientos térmicos se modifican la microestructura del acero o de los hierros fundidos; así como, de aleaciones metálicas no ferrosas. Se modifica el tamaño de grano, distribución de los microconstituyentes, y por tanto de las propiedades físicas y mecánicas; sin olvidar los cambios alotrópicos del hierro en aleaciones ferrosas.

Los tratamientos térmicos no modifican la composición química del hierro fundido. Todos los tratamientos térmicos se desarrollan en tres fases :

- 1.- Calentamiento a una temperatura determinada.
- 2.- Tiempo de permanencia a la temperatura máxima.
- 3.- Enfriamiento (o enfriamientos con tiempos de permanencia definidos) de dicha temperatura hasta alcanzar la temperatura ambiente.

Los tratamientos térmicos aplicados usualmente al hierro dúctil son :

- | | |
|-----------------|----------------------------|
| a) El recocido. | d) Normalizado. |
| b) Temple. | e) Disolución de carburos. |
| c) Revenido. | f) Ferritizado. |

Cada tratamiento térmico varía por :

- 1) Composición química de la aleación.
- 2) Temperatura y tiempo de permanencia de austenitización.
- 3) Temperatura de temple, o velocidad de enfriamiento aplicado a la aleación (tipo de enfriamiento aplicado).

Los parámetros de la aleación de trabajo deben consultarse y determinarse a partir de diagramas de transformación isotérmica (TTT), diagramas de enfriamiento y de ciclo de enfriamiento continuo, reconocidas por asociaciones científicas y comerciales como ASME, ASTM, DIN, ASM, ISO, AISI, etc.; así como de investigaciones en estos temas metalúrgicos.

Evitaremos la explicación a detalle en cada tipo de tratamiento térmico (excepto el de austemple, que sustenta este trabajo de tesis); para lograr esto mostraremos cada tratamiento térmico en forma continua y en un diagrama hipotético del tipo TTT.

Los hierros fundidos pueden ser comparados con aceros en su reacción a los tratamientos térmicos en cuanto a la adquisición de dureza; así como de otras propiedades mecánicas.

Para los hierros altos en contenido de Silicio se requiere de largos intervalos de tiempo a la temperatura de austenitización. El intervalo es variable por que el Silicio retarda la absorción de Carbono en austenita, en hierros fundidos de bajo contenido de Silicio se tendrá mejor respuesta en ese sentido a los tratamientos térmicos.

5.2 Tratamiento térmico de recocido aplicable a hierro dúctil

Si se desea máxima ductilidad, buena maquinabilidad y baja resistencia mecánica, generalmente se da un recocido completo de ferritización, donde la microestructura es transformada en ferrita y grafito esferoidal.

Si se requiere mayor maquinabilidad, el Manganeseo y el Fósforo deben ser de niveles bajos en la composición química; así como los elementos de Cromo, Níquel y Molibdeno, debido a que retardan los efectos del proceso de recocido.

Existen dos diferentes tipos de tratamiento térmico de recocido de uso común :

1) Calentar y mantener a una temperatura del intervalo de 900°C a 955°C , por el tiempo de una hora por cada 25mm de espesor en la pieza a tratar. Para secciones delgadas de fundición que contienen de 2% a 2.7% de Silicio, es suficiente con mantener la temperatura de austenitización de 955°C entre tres y ocho minutos respectivamente.

2) Calentar y mantener la temperatura de austenitización dentro del intervalo de 900°C a 955°C por el tiempo de una hora; procediendo un enfriamiento en el horno o en una cámara de temperatura controlada hasta la temperatura de 650°C con una velocidad de enfriamiento no mayor a 20°C/hr . Cuando no se requiere de grandes valores en la resistencia al impacto puede aplicarse un ciclo de recocido corto; es decir, que los carburos sean tolerables si se omite un precalentamiento antes de austenitizar. Expondremos dos casos de recocido con sus parámetros correspondientes a un diagrama de transformación hipotético para un hierro dúctil.

Nombre : Tratamiento térmico de recocido para hierro dúctil del primer tipo. (Ver figura 5.1).

Estructura principal : Perlita gruesa.

Comentarios :

Cuando se desea máxima ductilidad y mayor maquinabilidad, no importando una alta resistencia a la tensión, se aplica el tratamiento térmico de recocido total convirtiendo la microestructura de carbono difuso de una matriz ferrítica que rodea al grafito esferoidal; otra forma es el tratamiento térmico de recocido isotérmico (Ver figura 5.2).

Nombre : Tratamiento térmico de recocido para hierro dúctil del segundo tipo

(Ver figura 5.3)

Estructura principal : Perlita mediana.

Comentarios :

Se aplica cuando se desea máxima maquinabilidad, poca resistencia al impacto y poca resistencia a la tracción. Se puede aplicar un recocido subcrítico donde no se requiera resistencia al impacto. Este tratamiento se hace calentando y manteniendo las piezas a 704°C durante un tiempo de una hora por cada 25 mm de espesor; la pieza se enfría a 593°C . La influencia de este tratamiento se observa en la figura 5.4. (Ver figura 5.4).

**5.3 Tratamiento térmico de disolución de carburos.
para hierro dúctil(Ver figura 5.5).**

Estructura principal :

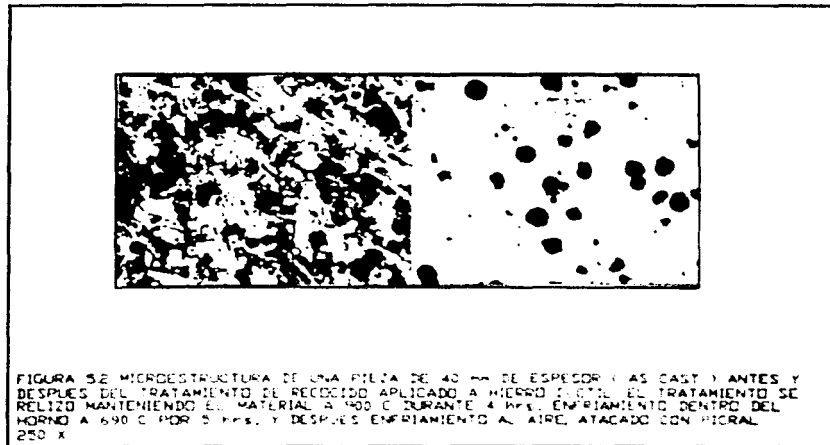
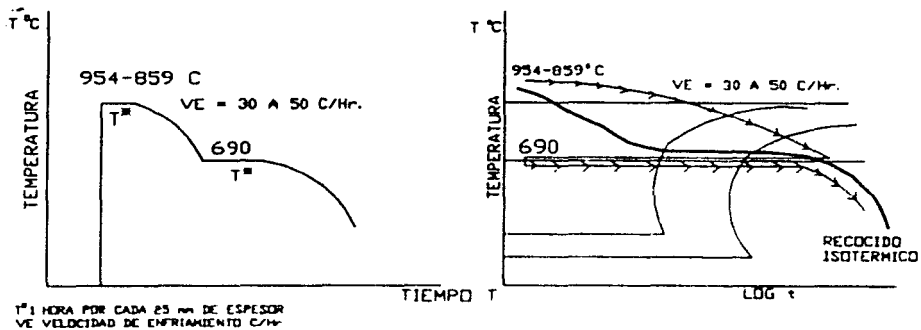
Matriz ferrítica-perlítica fina.

Comentarios :

Este tratamiento tiene por objeto modificar la cementita, que además de dificultar el maquinado, es frágil, pudiendo fracturarse en servicio. Este fenómeno que en pequeña escala no tiene importancia, normalmente aparece en piezas de secciones delgadas; claro está que puede evitarse con un buen control de la composición química y una buena técnica de inoculación. Este problema se presenta también con impurezas en metal base, como son :Los sulfuros y los óxidos o elevados porcentajes de elementos estabilizadores de carburos.

Este tratamiento consiste en elevar la temperatura de las piezas de 900°C a 930°C y mantener esta durante 30 min por cada 25 mm de espesor y a continuación dejar que la temperatura baje a 600°C, en seguida sacar las piezas al aire, con lo que se consigue una matriz perlítica-Ferrítica sin cementita . Es importante realizar el enfriamiento al aire libre cuando se requiere que la dureza no baje de 220 BHN, ya que si se dejan

FIGURA 5.1 TRATAMIENTO TERMICO DE RECOCIDO PARA HIERRO DUCTIL REFERENCIA 8



enfriar dentro del horno, las propiedades mecánicas disminuyen por la matriz que vuelve a ferritizarse.

Este tratamiento debe realizarse en todas aquellas piezas que por alguna razón presentan precipitación de cristales de cementita. Es importante señalar, que en otros tipos de tratamientos térmicos no desaparecen la cementita, como en el caso del temple y revenido, provocando la presencia de puntos duros que fragilizan la pieza.

5.4 Tratamiento térmico de ferritizado aplicable a hierro dúctil (Ver figura 5.6).

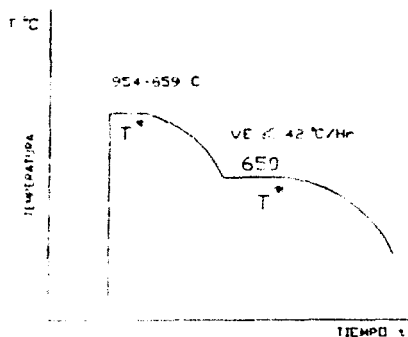
Estructura principal : Matriz ferrítica.

Comentarios:

Este tratamiento consiste en obtener una matriz ferrítica para aumentar la maquinabilidad, ductilidad y tenacidad de las piezas. Pequeños porcentajes de Níquel, elevan la resistencia a la tensión y el límite elástico de los hierros nodulares ferritizados. Dichas piezas tienen diez veces más resistencia al impacto comparadas con hierros grises perlíticos.

Este tratamiento consiste en elevar la temperatura de 860°C a 900°C, durante tres horas; en seguida se produce un enfriamiento lento dentro del horno o dentro de una

FIGURA 5.3 TRATAMIENTO TERMICO DE RECOCCIDO PARA HIERRO DUCTIL
(SEGUNDO TIPO) REFERENCIA 8



1 1/2 HORA POR CADA 25 mm DE ESPESOR
VE VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO C/HR.

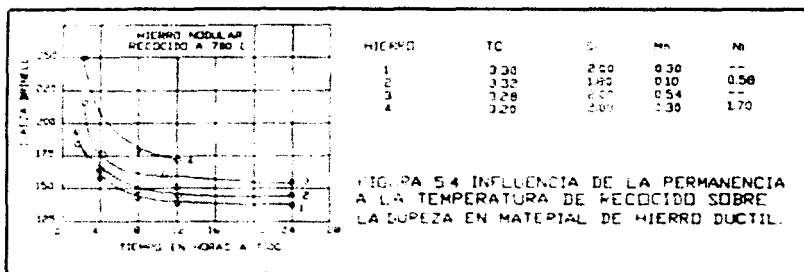
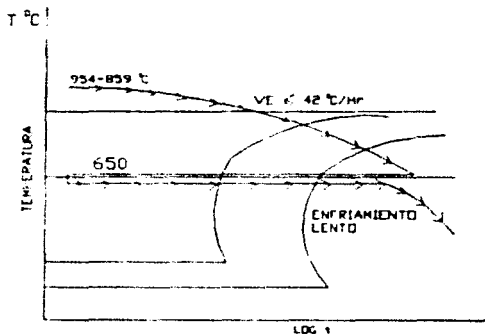


FIGURA 5.4 INFLUENCIA DE LA PERMANENCIA
A LA TEMPERATURA DE RECOCCIDO SOBRE
LA DUREZA EN MATERIAL DE HIERRO DUCTIL.

cámara de atmósfera y temperatura controlada a razón de 15°C a 20°C por hora, después las piezas se dejan enfriar al aire.

Cuando no puede precisarse la velocidad de enfriamiento en el intervalo de 700°C a 720°C deberán permanecer las piezas por tres horas o cinco horas, para piezas más gruesas; después el enfriamiento no requiere ninguna precaución. Con cualquiera de los diferentes procesos liberamos el carbono combinado en cementita y perlita.

La dureza obtenida después del tratamiento es cercana a los 160 BHN y su resistencia a la tensión es de 490 MPa. El espesor de las piezas es de mucha importancia en las características mecánicas al aplicar el proceso de ferritización. Algunos metalurgistas mantienen la tesis, de que al aumentar los espesores la resistencia disminuye en las piezas de fundición (as-cast), mientras que en las piezas ferritizadas su resistencia presenta valores constantes; así como en la dureza y límite elástico. Al aumentar el espesor de las piezas el porcentaje de nódulos decrece, y aumentando el porcentaje de inoculación disminuye el tamaño de los mismos. Todo esto hace pensar que para un espesor determinado el porcentaje de inoculación debe ser ajustado, para evitar diferentes estructuras en diferentes secciones de una misma pieza.

Generalmente para nodulizadores de Ferro-Silicio con 9% de Magnesio se dispone de los siguientes valores comerciales comúnmente aceptados :

Espesores	Nodulizadas con
- a 2 cm	1.8 ‰
- 2 a 3 cm	2.3 ‰
- 3 a 4 cm	2.5 ‰
- más de 4 cm	2.8 ‰

5.5 Tratamiento térmico de normalizado aplicable a hierro dúctil (Ver figura 5.7).

Estructura principal: Perlita fina.

Comentarios:

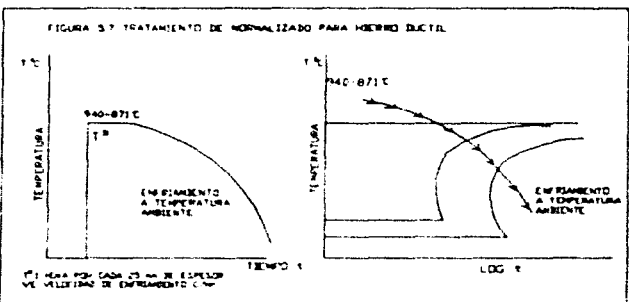
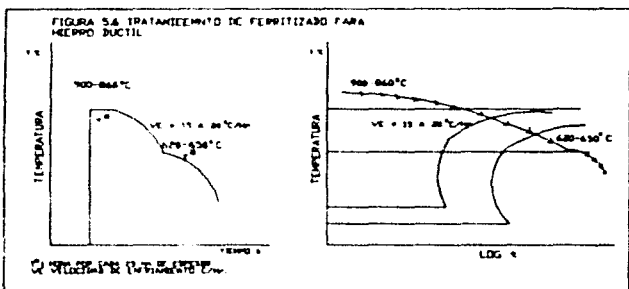
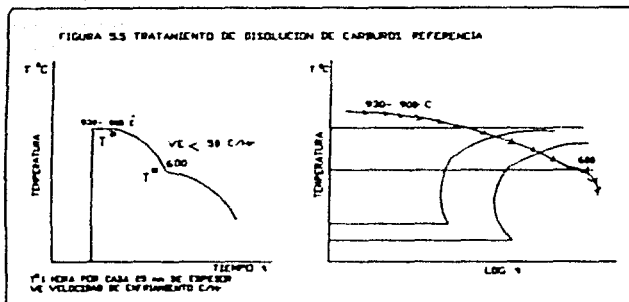
Este tratamiento térmico está destinado a homogenizar la estructura y conseguir una excelente combinación entre el límite elástico y resistencia a la tracción. La matriz resultante no difiere en mucho de la obtenida de fundición, con la salvedad de tener mayor homogeneidad y una perlita más fina.

En piezas de considerable espesor sometidas al tratamiento térmico de normalizado es aconsejable realizar

después uno de tipo recocido subcrítico para eliminación de tensiones internas ocasionadas durante el enfriamiento. El normalizado para hierro dúctil aumenta considerablemente las propiedades mecánicas, como la resistencia a la tracción, es el tratamiento principal para los hierros dúctiles de grado 100-70-03 a 120-90-02; la microestructura dependerá de la composición química y la velocidad de enfriamiento. La velocidad de enfriamiento dependerá del tamaño de la pieza. El normalizado produce una estructura homogénea de perlita fina si el metal no contiene gran cantidad de Silicio; pero si un contenido moderado de Manganeso. Los hierros dúctiles aleados (con elementos como el Níquel, Molibdeno y Manganeso) responden favorablemente al normalizado. Los hierros dúctiles aleados pueden tener estructura martensítica después del normalizado.

El Níquel aumenta la resistencia y no forma carburos, el Molibdeno tiene un comportamiento similar al del Níquel.

Las temperaturas de normalización son las del intervalo de 871°C a 940°C (1600°F a 1725°F), el tiempo de permanencia a dicha temperatura es de una hora por cada 25 mm de espesor. Del tratamiento térmico de normalizado, le sigue el de revenido para reducir la dureza y relevar esfuerzos residuales en piezas de secciones irregulares, por presentar zonas con diferente velocidad de enfriamiento, (Ver figura 5.8).



REFERENCIA 3

5.6 Tratamiento térmico de eliminación de tensiones aplicables a hierro dúctil (Ver figura 5.9).

Comentarios :

En muchas ocasiones, las piezas directamente de fundición quedan con tensiones residuales internas, que se incrementan durante el maquinado influyendo en forma decisiva en su diseño o por tratamientos térmicos de temple. Para eliminar este tipo de tensiones conviene proporcionar un calentamiento a la temperatura de 500°C a 600°C durante un tiempo de una hora por cada 25 mm de espesor, seguido de un enfriamiento en el horno o cámara de temperatura y atmósfera controlada y sacarlas al aire atmosférico cuando la temperatura sea de 200°C la dureza no sufre variación al aplicar este tratamiento térmico. (Ver figura 5.10).

5.7 Tratamientos térmicos con temple aplicables a hierro dúctil

Los tratamientos comerciales donde interviene un proceso de temple son :

- a) Temple y revenido.
- b) Austemple.
- c) Martemple.

Las características de estos tratamientos son :

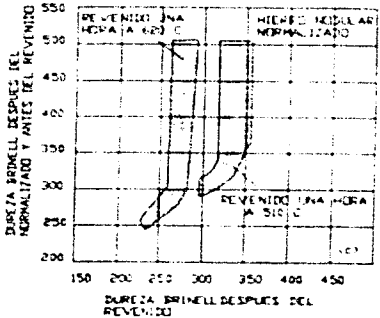
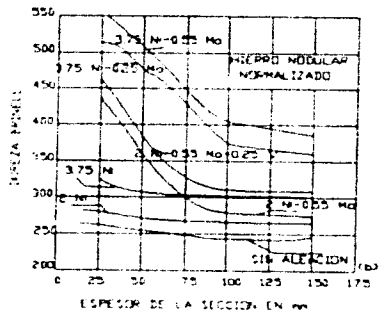
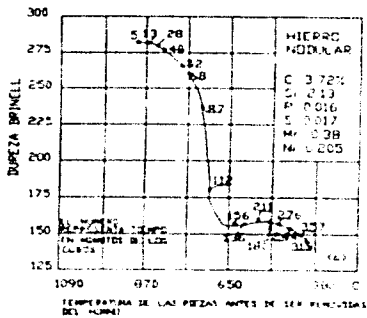
- 1.- Aumentan la resistencia mecánica a la tracción.
- 2.- Aumento de dureza.
- 3.- Producen estructuras formadas fuera de equilibrio como la martensita y bainita.

Los parámetros principales son :

- I .- Composición química del hierro dúctil.
- II.- Temperatura y tiempo de austenitizado.
- III.- Temperatura y tiempo de temple puro, austemple y martemple según sea el tipo de tratamiento.

Los tratamientos anteriores se basan principalmente en los diagramas de transformación isotérmica y de enfriamiento continuo para cada tipo de material.

5.8 EFECTO DE DIFERENTES VARIABLES DEL HIERRO NODULAR SOBRE LA DUREZA DESPUES DEL NORMALIZADO Y UN TRATAMIENTO DE NORMALIZADO Y REVENIDO REFERENCIA



- (a) EFECTO DE LA TEMPERATURA EN EL HIERRO NODULAR AL SER ENRIADO POR AIRE EN EL NORMALIZADO LOS ESPECIMENES Y CUERPO DE 25 MM DE DIAMETRO MANTENIDOS A 700 C POR 3 HRS SIENDO EMPUJADOS A VARIAS TEMPERATURAS EN EL HORNO EN DIFERENTES TIEMPOS ANTES DE SER EMPUJADOS AL AIRE
- (b) EFECTOS DE LOS ELEMENTOS ALEANTES Y ESPESOR DE LA SECCION EN LA DUREZA
- (c) EFECTO DEL REVENIDO DESPUES DEL NORMALIZADO PARA HIERRO NODULAR SIN ALEACION CON NI Y CON NI-MO.

5.8 Tratamientos térmicos de austemple (austempering) aplicable a hierro dúctil

El tratamiento térmico de austemple para hierro dúctil (ADI) produce la microestructura de bainita como matriz continua. Es una estructura intermedia entre perlita y martensita. Como muestra la figura 5.11a el hierro se enfría a una temperatura dentro del intervalo de transformación obteniéndose productos aciculares diferentes a la martensita luego de permanecer en un baño de sal fundida a temperatura constante; dicha temperatura no debe estar cerca del intervalo de transformación martensítica y debe permanecer el tiempo necesario para obtener la estructura bainítica. (Ver figura 5.11).

El hierro dúctil se temple usualmente en sal fundida o aceite; en el intervalo de temperaturas de 232°C a 426°C (450°F a 800°F), para producir bainita durante el tratamiento de austemple. Cuando se desea alta dureza y resistencia a la tracción (con poca ductilidad) la temperatura de transformación isotérmica está en el intervalo de temperaturas de 232°C a 287°C (450°F a 550°F).

Los datos para el tratamiento de austemple se obtienen

del diagrama de transformación isotérmica correspondiente al material en estudio (pueden utilizarse para fines prácticos diagramas para materiales de composición química principal semejante; es decir con variaciones no mayores al 1% en los elementos constituyentes de Carbono y Silicio). Este criterio no es válido para aleaciones con cantidades significativas de elementos que retardan la transformación bainítica como el Cromo, Níquel y Molibdeno.

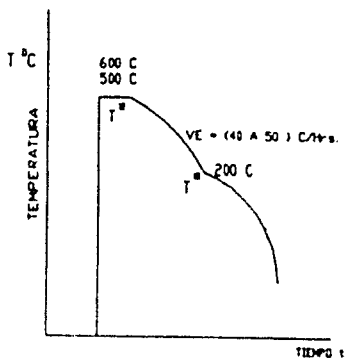
El grosor de la sección y forma de la pieza limitan la aplicación del austemple. Esto es por que en una pieza de grosor grande retiene austenita a la temperatura de temple, transformándose en perlita posteriormente; es aplicable a piezas medianas (50 mm de espesor), puede ser un tratamiento térmico final y no presenta un aumento dimensional por dilatación pronunciado (medido en centésimas de mm por mm).

En el siguiente capítulo se tratará con mayor detalle este tratamiento térmico.

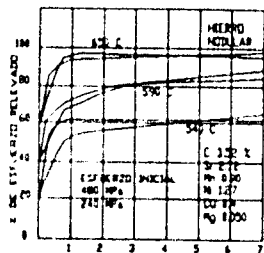
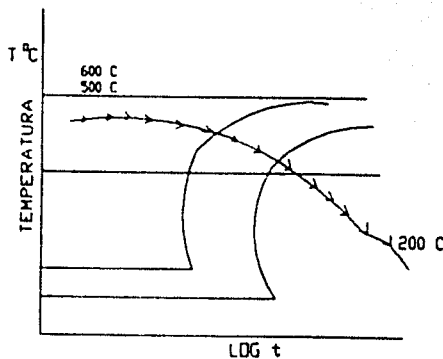
5.9 Tratamiento térmico de martemple (martempering) aplicable a hierro dúctil

El tratamiento térmico de martemple se aplica para obtener martensita en la matriz como constituyente principal. Con alta resistencia a la tracción, dureza y baja ductilidad;

FIGURA 5.9 TRATAMIENTO TERMICO PARA RELEVADO DE ESFUERZOS EN HIERRO MODULAR



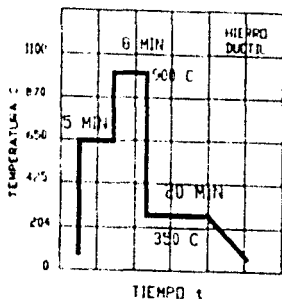
VE: HORA POR CADA 25 mm DE ESPESOR
VE VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO C/Hrs.



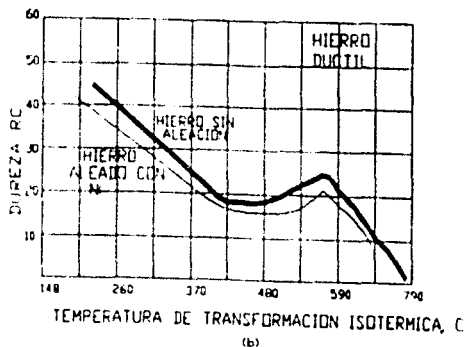
TIEMPO A LA TEMPERATURA DE RELEVADO DE ESFUERZOS EN HIERROS

FIGURA 5.10
LA DUREZA INICIAL FUE DE RB 102 A 103. LA DUREZA DESPUES DE PERMANECER A 540 C, 590 C Y DE 650 C POR 8 Hrs FUE RB 102 A 104, 101 A 103 Y DE 90 A 93
FIGURA 5.10 RELEVADO DE ESFUERZOS OBTENIDO EN HIERRO MODULAR DESPUES DE PERMANECER A TRES TEMPERATURAS DIFERENTES EN TIEMPOS DE 30 MIN A 8 Hrs

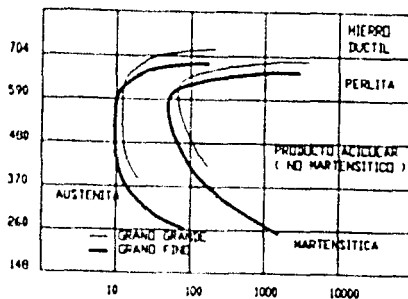
REFERENCIA B



(a)



(b)



(c)

FIGURA 311 TRATAMIENTO TERMICO DE AUSTEMPLE

- (a) REPRESENTACION ESQUEMATICA DEL CICLO DE AUSTEMPLE.
 (b) EFECTO DE LA TEMPERATURA DE TRANSFORMACION ISOTERMICA SOBRE LA DUREZA EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO.
 (c) DIAGRAMAS DE TRANSFORMACION ISOTERMICA PARA HIERRO DUCTIL CON 3.75% C, 0.04% P, 0.065% S Y 0.55% Mn.

REFERENCIA 8

no tiene variaciones dimensionales significativas y deformaciones por distorsión en piezas no muy complicadas. Sin embargo, características de fragilidad prevalecen en el hierro dúctil después de este tratamiento; por esta razón se acompaña de un tratamiento de revenido y precalentado como muestra la figura 5.12. (Ver figura 5.12).

Si se desea una estructura totalmente martensítica deberá obtenerse el diagrama de transformación isotérmica del material correspondiente a su composición química y calcular los parámetros en tiempos y temperaturas apropiados.

Si la precisión dimensional es importante en las piezas martenperizadas, puede darse un sobredimensionamiento a la pieza antes del tratamiento.

5.10 Tratamientos térmicos de endurecimiento superficial aplicables a hierro dúctil

Temple superficial a flama o por inducción.

Los hierros nodulares también responden perfectamente al temple por flama o por inducción, teniendo la precaución de partir de una matriz perlítica y de ser posible con contenidos

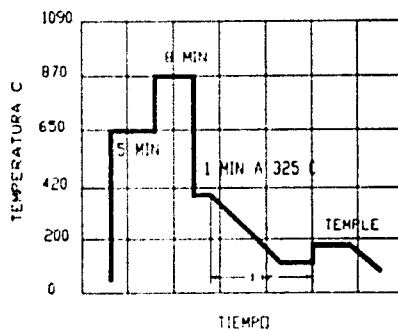
de Níquel entre 1% y 2%, con estos requisitos se alcanzan fácilmente durezas de hasta 650 HBN y profundidades de entre 20 mm a 30 mm.

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

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

El tratamiento de temple por inducción es definitivamente mecanizado, con la ventaja de obtener una mayor regularidad en el calentamiento y superior rapidez, dando con ello una estructura homogénea muy aceptable; su desventaja más importante es el costo de la instalación y la imposibilidad de adaptar la bobina a un diseño excesivamente complicado.

FIGURA 5.12 REPRESENTACION
ESQUEMATICA DEL TRATAMIENTO
TERMICO DE MARTEMPL



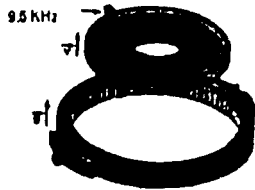
REFERENCIA 8

TABLA 51 RESUMEN DE PROPIEDADES BASICAS EN
HIERRO NODULAR BAJO DIVERSOS ESTADOS
METALURGICOS

TIPO	RESISTENCIA A LA TENSION	ALARGAMIENTO	DUREZA BH (1/8")
DE FUNDAS CAST	490-687 MPa	1 A 6 %	240-280
FERRITIZADA	390-588 MPa	15-25 %	140-280
NORMALIZADA	687-888 MPa	3 A 5 %	240-320
TEMPLE Y REVENIDO	883-980 MPa	3 A 5 %	250-350
ALTA ALEACION	392-490 MPa	2 A 3 %	280-350
AUSTENITICO 20-30 Ni	147-245 MPa	10 A 30%	150-200
HIERRO GRIS EST	196-340 MPa	0.2-0.4 %	140-190
HIERRO GRIS PERLI	490-634 MPa	0.4-0.7 %	170-220
ACERO AL RECOCIDO		20-25 %	140-190

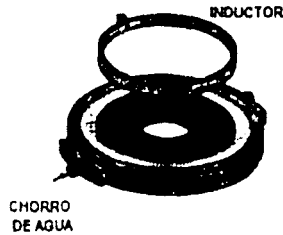
REFERENCIA 3

TESIS CON
 FALTA DE ORIGEN



CALENTAMIENTO

FIGURA 5.13 ENDURECIMIENTO POR AVANCE SIMPLE



TEMPLADO

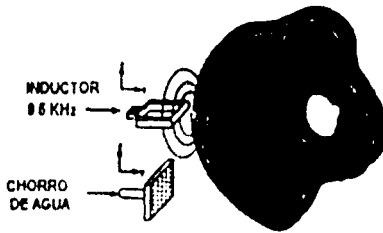


FIGURA 5.15 PRINCIPIO DE ENDURECIMIENTO PROGRESIVO EN LEVAS

FIGURA 5.16 PRINCIPIO DE ENDURECIMIENTO EN ENGRANES DIENTE A DIENTE

REFERENCIA 14

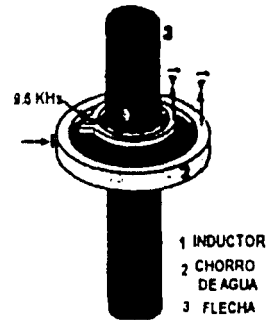
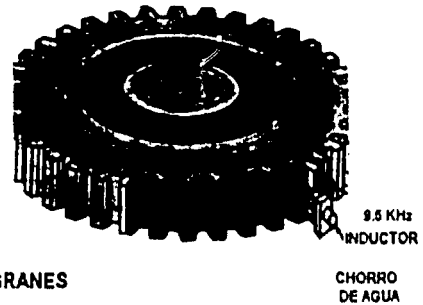


FIGURA 5.14 ENDURECIMIENTO PROGRESIVO DE FLECHAS



Durante la aplicación de un temple superficial debe extremarse la vigilancia a su temperatura de calentamiento, que además de ser homogénea no supere los 900°C, dado que con ello tendremos una estructura martensítica basta, que indudablemente mermará las propiedades mecánicas del hierro nodular.

Este fenómeno sucede durante el flameado en zonas débiles al actuar la flama concentrada en estos puntos un tiempo demasiado prolongado. Una de las piezas clásicas tratadas superficialmente y fabricadas de hierro nodular son los árboles de levas de un motor de combustión interna.

Las piezas de hierro dúctil que generalmente se tratan a la flama son fabricadas con el siguiente proceso :

- a) Fundido generalmente aleado.
- b) Maquinado y desbaste.
- c) Normalizado.
- d) Templado a flama o por inducción.
- e) Rectificado.

Nitruración

Los hierros nodulares aceptan la nitruración en sus dos variantes : Nitruración gaseosa y líquida.

La primera se produce por disociación del amoníaco según la reacción.



No es muy difundida esta reacción por precisar de elementos capaces de formar fuertes nitruros de elevada dureza como por ejemplo : Cromo, Molibdeno, Titanio etc.

Sin embargo, con la nitruración líquida su uso es frecuente por no precisar de elementos aleantes y obteniéndose excelentes propiedades mecánicas, como :

- A) Aumento en la resistencia a la fatiga, especialmente en piezas sometidas a flexiones alternadas.
- B) Elevada resistencia al desgaste y rozamiento, incluso a temperaturas elevadas.
- C) Ligero aumento de la resistencia a la corrosión, más acusado en presencia de Cromo y Níquel.
- D) Ninguna variación en las dimensiones de las piezas tratadas.

En este tipo de nitruración es muy utilizado por las características anteriores, fácil manejo y economía; se aplica perfectamente al hierro nodular, tanto, si es aleado o no, e indistintamente del tratamiento térmico aplicado; el proceso consiste en sumergir las piezas en un baño líquido de sales con composición a base de cianuros y cianatos; estos últimos, forman los elementos activos de la nitruración. El enriquecimiento superficial de nitrógeno se efectúa a una

temperatura comprendida en el intervalo de 500°C a 580°C con permanencia de una a tres horas y a continuación un enfriamiento al aire, o bien un medio más energético. Después de este tratamiento se forman dos capas o zonas :

1a) Zona de combinación, se forma por el nitruro de hierro, combinación de FeN con FeC, que no presenta extrema fragilidad ni peligro de desconchamiento.

2a) Zona de difusión esta formada de nitruros no tan estables, que son difundidos por entre su estructura, la estructura de esta capa tiene gran influencia en el tipo de tratamiento térmico aplicado así, por ejemplo, en fundición en bruto, por acción del alto porcentaje de carbono combinado, la capa es pequeña e inapreciable, mientras que en estado de recocido se difunde más profundamente alcanzando 0.25 mm. El hierro nodular aleado retiene estos nitruros evitando su difusión y quedando éstos junto a los elementos de aleación.

El enfriamiento después del tratamiento de nitruración interviene en forma clara en la matriz de la segunda zona, si se alcanza rápidamente el enfriamiento, el nitrógeno queda en solución pudiéndosele distinguir de la matriz; mientras que en enfriamientos lentos se provoca la precipitación del nitrógeno, en forma de agujas, así mismo, realizando un revenido sobre los 350°C se provoca la citada precipitación.

Esta capa proporciona elevada resistencia al rozamiento y confiere propiedades antioxidantes, por ello las piezas de hierro nodular tratadas en esta forma no pueden ser rectificadas, puesto que se eliminarían sus principales propiedades; como máximo se puede aplicar un lapeado o bruñido.

Es de suma importancia la profundidad y riqueza de esta capa en piezas que deben tener elevada resistencia a la fatiga habiéndose probado con cigüeñales de hierro nodular, han alcanzado límites de fatiga más elevados que los obtenidos con acero al Cromo - Molibdeno sin ningún tratamiento, obteniendo una resistencia a la tensión de 80 MPa.

Thionitrado

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

proporciona al hierro nodular, las siguientes cualidades :

- a) Eleva la resistencia al desgaste y a la erosión por fricción o deslizamiento.
- b) Resistencia superior a la fatiga por flexión y al picado por fatiga.
- c) Invariabilidad de medidas dimensionales en las piezas tratadas y mejora la resistencia a los agentes oxidantes.

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

La capa blanca rica en nitrógeno y Azufre puede alcanzar en el hierro nodular una profundidad de 0.020 mm con el siguiente proceso : Thionitro a 570°C durante dos horas, al igual que en la nitruración no pueden rectificarse las piezas thionitradas.

Ventajas del thionitrado sobre el nitrurado

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

Tratamiento	Revoluciones	Pérdida en peso gramos
Thionitra	1 x 10 ⁶	0.575
Nitrurado	0.5 x 10 ⁶	1.125

Desventajas de thionitrado sobre el nitrurado.

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

Al partir de los cianatos bajos, la resistencia a la tensión de la capa thionitrada es ligeramente inferior a la nitrurada, ensayos de microdureza realizados en dos probetas de

hierro nodular de fundición (as cast) dieron los siguientes resultados :

Nitrurado (3 hr. a 370°C con enfriamiento enérgico).

Capa 520 HV medida de 5 indentaciones.

Thionitrado (3 hr. a 570°C con enfriamiento enérgico).

Capa 450 HV medida de 5 indentaciones.

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

CAPITULO SEIS

Reacción bainítica en hierro dúctil

6.1 Reacción bainítica en hierro dúctil.

Los hierros dúctiles por su alto contenido de Silicio requieren de alta temperatura para austenitizarlos completamente por consiguiente el tiempo de transformación de perlita y bainita se incrementa en comparación con el de los aceros.

Los hierros fundidos muestran varios puntos importantes en el diagrama de transformación isotérmica, como muestra la figura 6.1 y 6.2. (Ver figura 6.1 y 6.2 A Y B).

a) La temperatura B_s es la temperatura a la cual la bainita comienza a formarse y se establece alrededor de los 450°C .

b) La formación de bainita ocurre entre las temperaturas B_s y M_s , presentando características particulares entre estas temperaturas el término de la zona de reacción bainítica ocurre alrededor de los 205°C .

c) Dependiendo de la temperatura de transformación bainítica, generalmente se divide en dos grupos :

- 1) Cuando se obtiene entre las temperaturas B_s y 350°C es llamada "Bainita Superior".

261.112

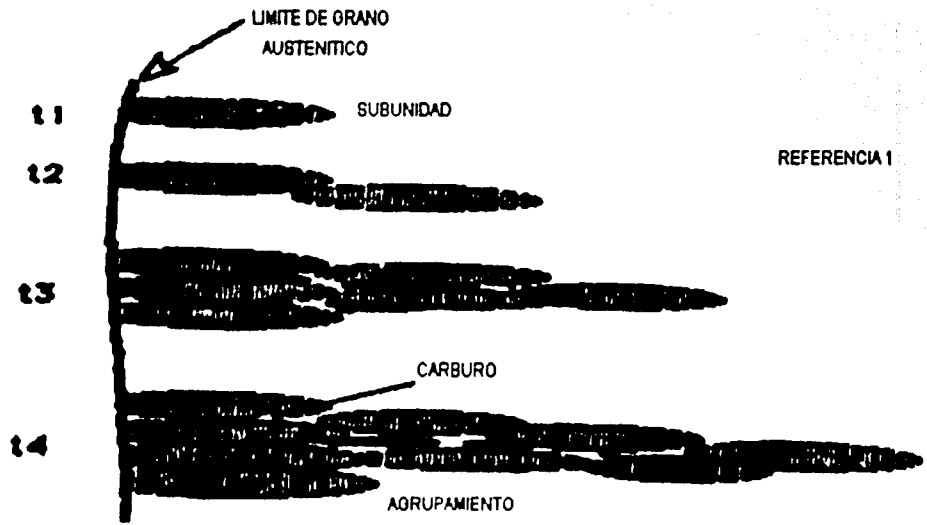
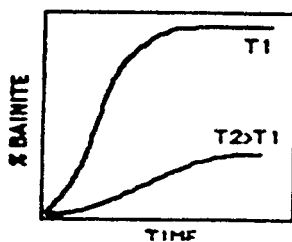
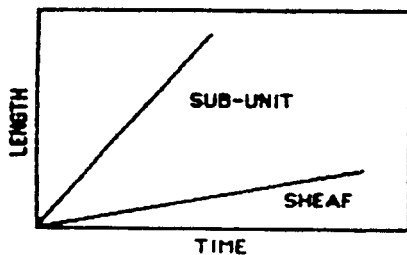


FIGURA 6.2 A AVANCE DE LA TRANSFORMACION BAINITICA



REFERENCIA 14

FIGURA 6.2 B AVANCE DE LA REACCION BAINITICA

- 2) Cuando se obtiene entre las temperaturas de 350°C y la temperatura de formación martensítica Ms, es llamada "Bainita Inferior".

Cuando la bainita se forma entre las temperaturas Ms y 150°C es llamada "Bainita Subcrítica" solo observable en tiempos de transformación muy largos.

La reacción de formación bainítica puede separarse en dos etapas :

1a. La austenita se transforma en un agregado de dos fases (austenita y ferrita). La austenita es enriquecida con carbono (llamada austenita posbainítica) y la ferrita es sobresaturada de carbono.

2a. Dentro de la austenita y ferrita sobresaturada se realiza una reacción de transformación dando origen a la formación de carburos y ferrita en un tiempo considerable.

Los carburos se depositan a lo largo de los bordes de grano y el resto dentro de la ferrita.

A temperaturas entre los 350°C y el final de la reacción, los carburos se precipitan a través de la interfase de

austenita y ferrita. A temperaturas bajas la bainita inferior se compone de ferrita y carburos epsilon dispersos dentro de la ferrita.

El mecanismo de la primera etapa en la formación de la bainita se obtiene por la combinación de un enfriamiento interrumpido, seguido de la difusión de carbono hacia los alrededores de la austenita a fin de enriquecerla; en esta transformación bainítica el tiempo necesario para la reacción está en función de la temperatura de austemple, la cantidad y la naturaleza de los elementos aleantes. La influencia de los niveles de carbono a las temperaturas de austenitización en la primera etapa es muy importante. El nivel de carbono también está en función de la temperatura y tiempo de austenitización así como de la cantidad de Silicio en la austenita. La distribución y características del carbono, Silicio y Manganeso se muestran en la figura 6.3 . (Ver figura 6.3).

- a) El contenido de Silicio en los bordes de grano se presenta en menor proporción, el carbono y Manganeso aumentan en la zona III.
- b) El contenido de Silicio en el nódulo de grafito es alto (agente grafitizador) y disminuye conforme se avanza a la zona dos, el contenido de carbono y Manganeso aumentan en la zona I.

- c) El contenido de Silicio en la mayor parte de la matriz es constante, el contenido de carbono y Manganeso aumenta.

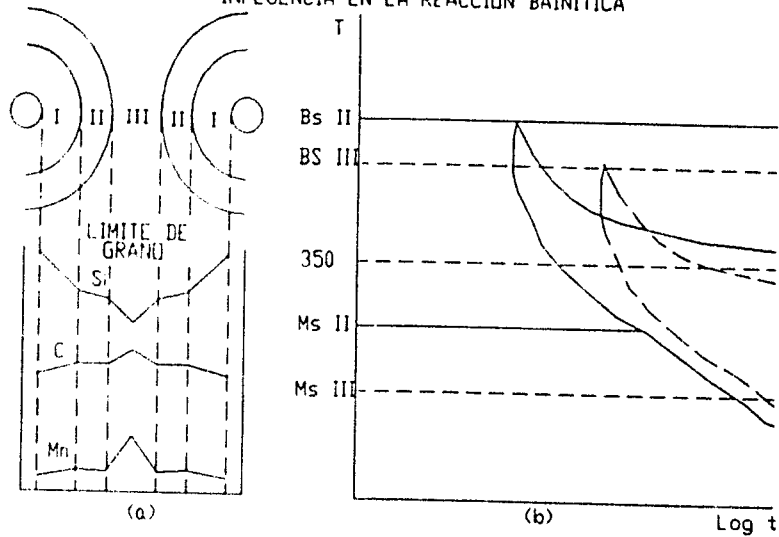
El Manganeso reacciona de manera que propicia la formación de carburos y el Silicio se concentra en los bordes de grano, provocando la formación de ferrita.

La figura 6.3 b muestra la influencia de la segregación sobre la primera etapa de reacción marcada por los siguientes incisos :

- 1) Las temperaturas B_s y M_s son diferentes en cada zona.
- 2) La primera etapa de la zona III comienza después de la primera etapa de la zona II.
- 3) La cinética de reacción entre las zonas II y III difiere por el contenido de Silicio, siendo más bajo en la zona III que en la II.
- 4) El Manganeso afecta la reacción fuertemente por ser semejante con el comportamiento del contenido de Silicio al retardar la primera etapa de la reacción bainítica.

El Fósforo causa fragilidad en caliente dentro del intervalo de temperaturas comprendido entre 350°C y la

FIGURA 6.3 EFECTO DEL SILICIO Y MANGANESO EN HIERRO DUCTIL E INFLUENCIA EN LA REACCION BAINITICA



- a) VARIACION DEL CONTENIDO DE Si Y Mn EN LA MATRIZ DE UN HIERRO DUCTIL
 b) INFLUENCIA DE LA SEGREGACION EN LA PRIMERA ETAPA DE LA REACCION BAINITICA
 REFERENCIA 17

temperatura Bs, sólo ocurre después de la precipitación de carburo.

6.2 Bainita superior e inferior

La bainita superior se nuclea en los límites de grano de la austenita y se forman placas de ferrita, como se muestra en la figura 6.2 de forma esquemática. (Ver figura 6.2).

Estas placas se componen a su vez con subplacas (subunidades), con una ligera variación en su orientación relativa. Las placas de bainita superior se caracterizan por su alta densidad de dislocaciones (aumento de resistencia) y por su contenido de carbono mucho más bajo comparado con la austenita. Durante la formación de la bainita, el carbono es expulsado y forma carburos (cementita) en los hierros fundidos y aceros, o queda disuelto dentro de la austenita; si el contenido de Silicio es suficiente impedirá la formación de

estos carburos, como es en el caso de la fundición nodular.

La bainita inferior núcleo en los límites de grano de la austenita y en el interior de los mismos. En el acero, la bainita inferior se compone de placas delgadas, pero con el carbono precipitado en carburos muy finos. En la fundición nodular no se forman dichos carburos debido al alto contenido de Silicio y el carbono se disuelve en la austenita.

Existe una temperatura de transición entre la formación de bainita superior e inferior, que depende del contenido de carbono y se encuentra dentro del intervalo de temperaturas de 235°C a 330°C; puede variar por el contenido de elementos aleantes desplazando este intervalo hacia valores mayores de temperatura y períodos de tiempo más largos.

6.3 Austemple en hierro dúctil

El tratamiento térmico de austemple para hierro dúctil (ADI) consiste en la austenitización de las piezas o componentes a las temperaturas de 815°C a 955°C (1500°F a 1750°F) por un tiempo de una hora por cada 25 mm de espesor en un baño de sal fundida, dentro del horno, en cámara de atmósfera y temperatura controlada, o en un baño de lecho fluidizado seguido de un enfriamiento rápido o temple a baja temperatura

dentro de un baño de sales, aceite o lecho fluidizado a temperatura constante (temperatura de austemple) con el propósito de provocar la transformación isotérmica (transformación bainítica) en una temperatura comprendida en el intervalo de 205°C a 450°C (400°F a 842°F) durante un tiempo de media hora a tres horas para completar la transformación; este tiempo se determina según el diagrama de transformación isotérmica para el material correspondiente. Recientemente en Noviembre de 1992 se desarrolló un modelo matemático para describir la cinética de la reacción bainítica (para mayor información vea referencia 1). Se continua con el enfriamiento en aire hasta alcanzar la temperatura ambiente o con ráfagas de aire frío.

La falta del equipo apropiado limita la aplicación del ADI por presentar dificultades en la manipulación de la pieza.

El máximo grosor para una transformación completa en piezas de hierro dúctil es de 15 mm a la temperatura de 450°C y de 30 mm a la de 250°C; para secciones gruesas una cantidad de perlita se forma y aumenta con espesores más amplios. Cuando se agregan porcentajes de 0.2% a 2% de agua en peso a los baños de sales (baño de sal fundida saturada) la sección de transformación puede alcanzar 50 mm de espesor en hierros dúctiles. Recientemente se ha aumentado el contenido de agua en

los baños de lecho fluidizado en tanques cerrados en porcentajes de 2% a 12% en peso (baño de lecho fluidizado con alta recirculación, sobresaturado) logrando espesores de la zona de transformación cercanos a los 100 mm en hierros dúctiles aleados.

La reacción bainítica en los hierros dúctiles se presenta en el intervalo de temperaturas de 205°C a 450°C; llamada zona de austemple en un diagrama de transformación isotérmica (entre las temperaturas Bs y Ms).

La reacción bainítica ocurre en dos etapas :

1.- La transformación comienza por la nucleación de ferrita bainítica dentro de la fase austenita (a alta temperatura) en las fronteras de grano. Esto se asocia con el rechazo de carbono de las placas crecientes dentro y alrededor de la austenita. El alto contenido de Silicio retarda la precipitación del carburo, dando por resultado el enriquecimiento de la austenita con carbono en más del 2%, particularmente entre las placas alternadas de ferrita; esto causa la presencia de austenita retenida o estable después del enfriamiento aplicado en este tratamiento. La estructura resultante de esta transformación se llama bainita superior y consiste de placas alternadas de ferrita bainítica y austenita residual con porcentajes de distribución cercanos al 50% de cada una de

estas fases dentro de la microestructura. Como muestra la figura 6.4. (Ver figura 6.4).

La reacción puede representarse como :



2.- La austenita de alto contenido de carbono se descompone en una fina estructura acicular de ferrita y carburos (de hierro y Silicio). La reacción puede representarse como :



Esta estructura se llama bainita inferior, se forma a bajas temperaturas (por debajo de la temperatura de 330°C) y contiene pequeñas cantidades (menos del 15%) de austenita residual como se muestra en la figura 6.5 en sus incisos c y d.

En algunos casos no se tiene austenita residual (como en la bainita inferior) pero si contenidos pequeños de martensita (menos del 12%).

Una reducción de ductilidad y tenacidad resulta cuando la transformación es incompleta, es templada con mucha rapidez o cuando permanece mucho tiempo a la temperatura de austemple.

Las estructuras resultantes presentan diferencias al tratarse de aceros o de hierros dúctiles; en aceros se tienen

las fases de ferrita y carburo en comparación con la de ferrita y austenita residual en los hierros dúctiles; no obstante se llaman formas bainíticas; por otra parte, la reacción bainítica en hierro dúctil es más lenta comparada con el acero, como muestra la figura 6.1.

6.4 Grados comerciales del hierro dúctil austemplado

Basados en la microestructura, características de transformación y propiedades mecánicas del producto el tratamiento de austemple para hierro dúctil tiene tres grados comerciales y son:

Grado 1. Hierro dúctil transformado a baja temperatura de transformación isotérmica durante el ciclo de austemple (205°C a 235°C) presentando en su microestructura la forma típica de la bainita inferior o acicular. Estos hierros contienen bajas cantidades de austenita residual, gran dureza (400 a 500 BHN o 45 a 50 RC), gran resistencia a la tensión y baja ductilidad. Se usan en la fabricación de engranes y aplicaciones con gran resistencia a esfuerzos de contacto.

Grado 2. Hierro dúctil transformado a altas temperaturas de transformación isotérmica (330°C a 450°C)

durante el ciclo de austemple, presenta bainita superior o tipo pluma en su microestructura; así como, gran cantidad de austenita residual (20% a 50%), dureza comprendida dentro del intervalo de 260 a 300 BHN o 29 a 35 RC. Presenta excelente tenacidad, ductilidad, buena maquinabilidad, resistencia a la tracción y a la fatiga aceptables. Las aplicaciones para este grado comercial de hierro dúctil es donde se desee resistencia a la torsión, alta resistencia al impacto y altos ciclos de vida en pruebas de fatiga.

Grado 3. El hierro dúctil transformado a temperaturas intermedias de los grados anteriores, entre 235^oC y 330^oC. La microestructura simplemente consiste de bainita superior y de bainita inferior; se puede presentar en piezas donde el carbono no tiene una distribución uniforme, dando zonas de bainita superior donde se presenta mayor concentración de carbono y bainita inferior donde exista menor contenido de carbono. Para este tipo de hierro las propiedades mecánicas son intermedias comparadas con los grados 1 y 2.

La composición del hierro dúctil debe ser óptima para obtener buenos resultados durante el austemple, distinguiéndose entre otras características una buena nodularidad del grafito

(90% mínimo), el número de nódulos (150 nódulos sobre mm^2) y elementos de aleación necesarios para alcanzar la dureza requerida. (Ver figura 6.5).

La segregación de elementos aleantes involucra como consecuencia secundaria una solubilidad del carbono desordenada y distribución de microconstituyentes heterogénea lo que influye directamente en la reacción del austemple, tiempo y morfología de las fases finales y por lo tanto en las propiedades mecánicas; así como en la maquinabilidad de las piezas.

Durante el austemple la ferrita nuclea dentro de la austenita, al mismo tiempo que el carbono en exceso es rechazado hacia fuera de las plaquetas de ferrita (laminares o laminillas) que se encuentran rodeadas de austenita.

El alto contenido de Silicio en el hierro dúctil suprime la formación de cementita en la fase austenítica y esta reacción se asocia normalmente con la transformación bainítica.

Por otro lado, la austenita retenida continua absorbiendo carbono, la cual se hace cada vez más estable, en tanto que el crecimiento de la ferrita se suprime quedando la estructura atrapada provisionalmente. La austenita residual puede contener alto contenido en carbono (2% de carbono); sin embargo, esta austenita no es aceptable, pues solo basta con mantener la temperatura de austemple por un tiempo suficiente para

descomponer la austenita en ferrita y cementita, dando inicio la reacción de transformación a bainita inferior.

La alta resistencia obtenida de la aplicación del tratamiento de austemple se debe a la estructura de bainita y austenita formada únicamente en la primera reacción. La resistencia a la tracción se incrementa con la disminución de la temperatura de austemple, debido a la escasa formación de ferrita y austenita en la primera reacción.

La segregación ocurre durante la solidificación de varios elementos gobernados por la división de fases sólida y líquida conforme los efectos de la temperatura en la solidificación eutéctica. Por ejemplo el Silicio se mantiene en la fase sólida y elementos como el Manganeso permanece en la fase líquida; por esto, cuando las concentraciones de Níquel y Silicio son altas se establecen cerca de los nódulos de grafito. En tanto que el Manganeso, Cromo y Molibdeno en concentraciones elevadas se alojan en los bordes de grano (regiones interdendríticas). La segregación se incrementa conforme aumenta el tamaño de sección en las piezas (por que la solidificación es más lenta), además se favorece la formación de carburos intercelulares, los cuales dañan las propiedades de ductilidad y tenacidad.

La concentración de Manganeso tiene un fuerte efecto en la estabilización de la austenita. Por eso la nucleación y

crecimiento de la bainita en la región intercelular es inhibida dando como resultado cantidades significativas de austenita sin transformar.

Dentro de la estructura y durante la transformación existen dos formas o tipos de austenita y son :

- 1) La austenita enriquecida con carbono está intimamente asociada con la formación de ferrita bainítica.
- 2) La austenita retenida sin transformación, que se deposita en las regiones intercelulares. Este tipo de austenita es baja en carbono y cuando se presenta en la microestructura propicia inestabilidad en las propiedades mecánicas, principalmente disminuye la ductilidad, tenacidad y maquinabilidad. Si se aloja en los bordes de grano no puede evitarse usando temperaturas de austenitización bajas para reducir la disolución de carbono.

6.5 Parámetros importantes del tratamiento térmico de austemple para obtener la fundición nodular con matriz bainítica.

Mientras que en el tratamiento isotérmico de los aceros se trata de conseguir una transformación completa, para la fundición nodular con matriz bainítica, se modifica el tratamiento con el fin de conservar una determinada cantidad de austenita residual, interrumpiendo el proceso de transformación antes de terminar. La reacción isotérmica bainítica en la fundición es muy rápida al principio, pero continua muy lentamente hacia el final de la transformación, de tal modo que una transformación al 100% de bainita se logra en tiempos muy largos no siendo económicos comercialmente (sobre todo en piezas de sección gruesa, más de 100 mm.).

La estructura de la matriz que se trata de obtener para la fundición nodular austemplada es una mezcla bifásica de ferrita acicular (propiamente llamada bainita) y de austenita (forma metaestable llamada austenita residual). Durante la permanencia del material a la temperatura de transformación, se nuclea y crece ferrita bainítica (α), prácticamente libre de carburo a partir de la austenita original (γ) como muestra la figura 6.6. (Ver figura 6.6).

El carbono liberado durante el crecimiento de las agujas

de bainita se disuelve en la austenita presente por lo que disminuye su temperatura M_s (temperatura que indica el principio de la transformación martensítica) debido al mayor contenido de carbono que la estabiliza.

La transformación isotérmica de la fundición nodular en el intervalo de temperaturas entre 450°C y 330°C consiste en los pasos que indica la figura 6.7. (Ver figura 6.7).

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

2.- Disociación de la austenita de alto carbono en ferrita y carburos de alto contenido de Silicio.

La elevada ductilidad de la fundición nodular con matriz bainítica se debe a la característica estructura bainítica-austenítica, la cual se obtiene durante la primera fase de la transformación isotérmica. La segunda fase de transformación no es deseable, ya que presenta fragilidad cuando la austenita dúctil es remplazada por ferrita con alto contenido de carburos.

Cuando la transformación isotérmica se hace en el intervalo de temperaturas de 330°C a la temperatura M_s , la austenita se transforma únicamente en ferrita, carburo c

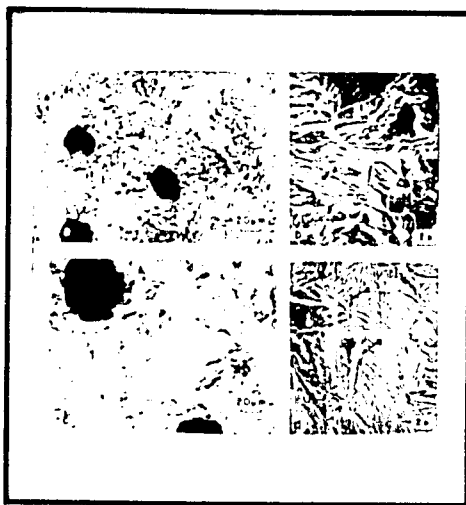
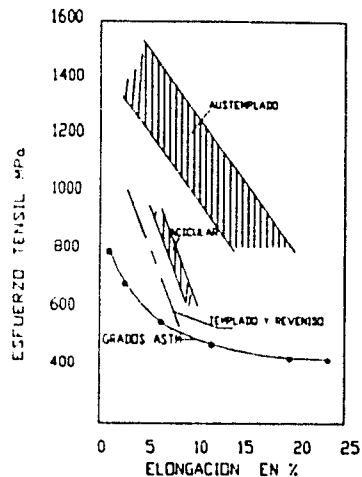


FIGURA 6.4 METALOGRAFIA DE HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO A 370 °C (a, b) Y A 315 °C (c, d) AMBOS AUSTENITIZADOS A 900 °C, PERO A DIFERENTES TIEMPOS, 125 Y 90 MIN RESPECTIVAMENTE CORRESPONDIENDO TAMBIEN A UN AUSTEMPLE SUPERIOR Y UNO INFERIOR RESPECTIVAMENTE LAS MICROESTRUCTURAS OBSERVADAS SON AUSTENITA (GAMMA), FERRITA BAINITICA (ALFA) Y MARTENSITA (M).

FIGURA 6.5 ESFUERZO TENSIL Y PORCENTAJE DE ELONGACION PARA HIERRO DUCTIL, AUSTEMPLADO, ACICULAR Y TEMPLADO Y REVENIDO.



REFERENCIA 4

(ϵ) y austenita residual. Los carburos ϵ aportan endurecimiento sin pérdida de ductilidad, por estar dentro de la ferrita. Los carburos enriquecidos con Silicio se precipitan en la austenita y tienen una influencia pronunciada sobre la ductilidad y la tenacidad.

Los parámetros de mayor importancia para lograr la estructura bainítica-austenítica de la matriz son :

- 1.- La composición química de la aleación de hierro dúctil.
- 2.- La temperatura y tiempo de austenitización.
(con el fin de lograr el tamaño de grano austenítico adecuado en base a su diámetro y contenido de carbono).
- 3.- La temperatura y tiempo de transformación isotérmica.
(sin olvidar el temple adecuado, mayor o igual a la velocidad crítica).

Los primeros dos parámetros relacionan el contenido de carbono y la homogeneidad de la austenita antes del enfriamiento rápido aplicado en el tratamiento térmico de austemple.

La velocidad de calentamiento hasta la temperatura de austenitización no tiene influencia sobre la cantidad de carbono que se puede disolver en la austenita; sin embargo, deben

considerarse dos métodos diferentes al calentar las piezas :

Método a : Consiste en tener un horno con la temperatura deseada y meter las piezas en su interior. No se recomienda en piezas complicadas porque se producen distorsiones.

Método b : Consiste en tener un horno a baja temperatura capaz de controlar la velocidad de calentamiento en forma gradual; para tener calentamientos uniformes en piezas complicadas.

Uno de los propósitos del proceso de austenitización es el enriquecer la austenita con una cantidad suficiente de carbono, tratando de tener el nivel máximo de saturación y diámetro crítico del grano austenítico. Debido al alto contenido de carbono, logra una estabilización tan alta que se conserva con facilidad en estado metaestable durante el enfriamiento desde la temperatura de austenitización hasta la de transformación isotérmica; además, la austenita enriquecida con carbono durante el proceso de austenitización, llegará más fácilmente durante el tratamiento isotérmico al contenido de carbono necesario para disminuir su temperatura de transformación martensítica M_s por debajo de la temperatura

ambiente (a valores menores de -40 C°).

La concentración de carbono lograda en austenita depende de otros factores, como son :

- El contenido de elementos de aleación; por ejemplo un mayor contenido de Silicio reduce la solubilidad del carbono en la austenita (más de 3.0 %).
- La microestructura del material de llegada (as cast), la cual determina la velocidad de difusión del carbono dentro de la austenita hasta alcanzar la concentración de equilibrio del carbono dentro de la austenita.
- Las segregaciones.
- Tamaño de grano austenítico.

La temperatura de austenitización, es evidentemente superior a la temperatura de transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ (austenita-ferrita), es función de la composición química presente en la fundición y se sitúa por lo general dentro del intervalo de temperaturas de 875°C a 950°C . La duración del proceso de austenitización es otro parámetro importante, tiene que ser suficiente para permitir el enriquecimiento de carbono dentro de la austenita, pero no sobrepasarse en extremo a modo de causar el crecimiento de grano austenítico. La cantidad de carbono disuelto en austenita puede calcularse por medio del

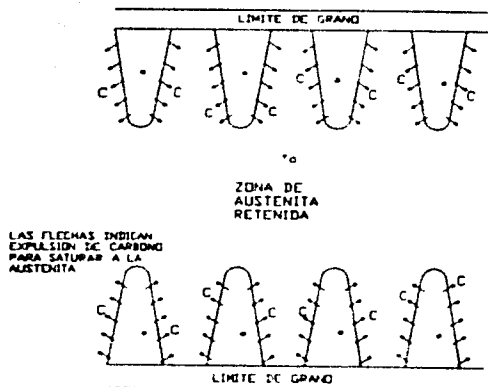


FIGURA 6.6 AVANCE CINETICO DE LA REACCION BAINITICA A PARTIR DE LOS LÍMITES DE GRANO DE LA AUSTENITA RETENIDA.

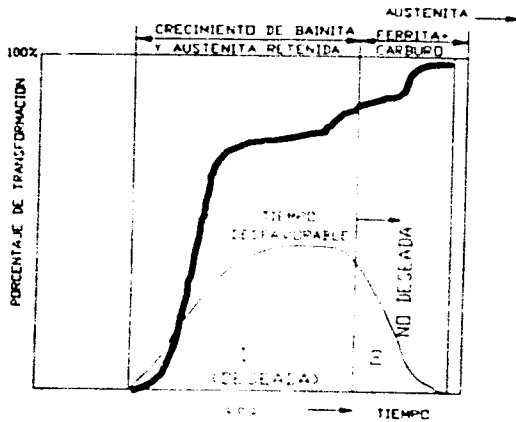


FIGURA 6.7 AVANCE ESQUEMATICO DE LA REACCION BAINITICA DURANTE EL AUSTEMPLE (RELACION ENTRE % DE TRANSFORMACION Y TIEMPO)
REFERENCIA: 14

diagrama de equilibrio hierro carburo de hierro o con ensayos de dilatometría. La tabla siguiente lista los valores típicos del carbono disuelto en austenita en función de la temperatura de austenitización :

θ ($^{\circ}\text{C}$)	% de carbono de la austenita
850	0.73
900	0.93
1000	1.14

El contenido de carbono dentro de la austenita en equilibrio con grafito, es función de la composición química en cuanto a su contenido de Silicio. El Silicio es el elemento con mayor influencia, como lo muestra la figura 3.3. El Silicio reduce sensiblemente la solubilidad del carbono en la austenita marcándose más cuando existe una distribución heterogénea del mismo.

El tiempo necesario para la austenitización depende de la microestructura inicial; para una matriz perlítica, donde el carbono presenta buena distribución y concentración en la matriz, el tiempo de austenitizado es breve en comparación con una pieza de matriz ferrítica; en la matriz ferrítica todo el carbono tiene que difundirse desde los nódulos de grafito.

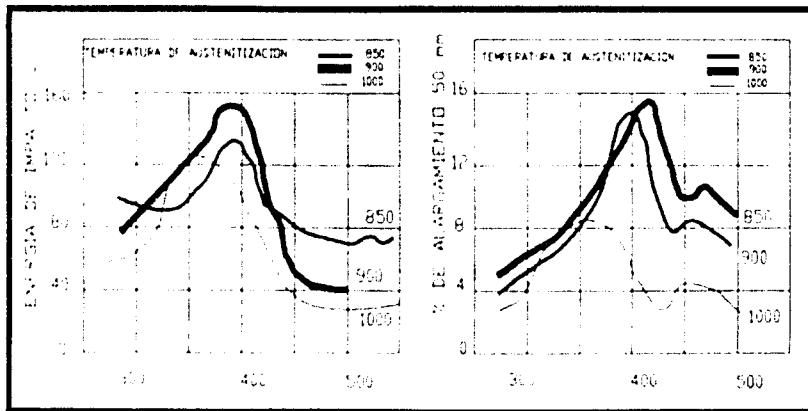
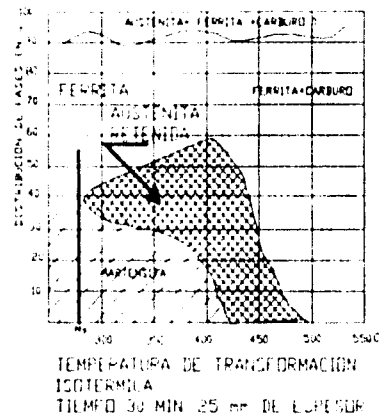


FIGURA 68. LA RELACION ENTRE TEMPERATURA DE AUSTENITIZACION, AUSTEMPLE Y PROPIEDADES MECANICAS DEL HIERRO AUSTEMPLADO

FIGURA 69. DISTRIBUCION APROXIMADA DE LAS FASES FINALES EN EL PROCESO DE AUSTEMPLE TOMANDO COMO VARIABLES PRINCIPALES EL % DE DICHAS FASES Y LA TEMPERATURA DE TRANSFORMACION ISOTERMICA



REFERENCIA 14

El tiempo aconsejado en piezas de sección mediana y pequeña es de una hora por cada 25 mm de espesor.

Influencia de la temperatura de austenitización sobre las propiedades mecánicas.

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

La reducción de la temperatura de austenitización tiene los siguientes efectos :

- Menor homogeneidad de la austenita, favoreciendo la formación de perlita.
- La reducción del tamaño de grano (el crecimiento de grano no se hace significativo a partir de los 900°C) y se acelera la formación de perlita por el aumento en la superficie de nucleación.
- Menor contenido de carbono en la austenita.

La austenitización efectuada a altas temperaturas provoca la pérdida de ductilidad en la fundición; esto se explica por ocurrir los siguientes mecanismos :

- Crecimiento del grano austenítico.
- Austenita con mayor porcentaje de carbono, resultando en la distribución no homogénea del carburo dentro de la microestructura.
- Aparecen cantidades de martensita a menores temperaturas de transformación isotérmica.
- Debido al mayor contenido de carbono se acelera la precipitación de carburos durante la reacción bainítica, a veces aparece una red discontinua en los límites de grano de la austenita.

La figura 6.8 y 6.9 ilustra el comportamiento de las propiedades de resistencia al impacto y al alargamiento en función de la temperatura de austenitización. La temperatura de austenitización prácticamente sí tiene efecto sobre las propiedades de resistencia a la tracción, límite elástico y dureza. (Ver figura 6.9).

Para obtener una pieza fundida de alta dureza y resistencia a la tensión, pero baja ductilidad, la temperatura de austenitización es mayor a la recomendada en el diagrama de

transformación isotérmica del material correspondiente. El mayor contenido en carbono de la austenita asegura mayor resistencia a la abrasión y mayor templabilidad; permitiendo la cantidad mínima de elementos aleantes y por ende el precio de los procesos.

Las temperaturas aplicadas en la práctica industrial se sitúan cercanas al valor de 900°C , a fin de manipular con facilidad el material durante el cambio de un horno a otro; es decir de la temperatura de austenitización a la temperatura de transformación isotérmica. Además, es preciso conocer exactamente la composición química del material, las características de su microestructura y el equipo de proceso; amén de contar con los diagramas de transformación isotérmica de dicho material.

Es necesario enfatizar que el proceso de austenitizado es el factor más importante para lograr la fundición nodular con matriz bainítica.

Enfriamiento hasta la temperatura de transformación isotérmica

El propósito del enfriamiento es producir austenita en estado metaestable; es decir, evitar la formación de perlita o bainita superior formada del estado inestable de la austenita.

Obtener bainita metaestable puede lograrse de dos maneras :

- 1.- Por un enfriamiento a velocidad crítica o mayor (es la velocidad de enfriamiento dada en el diagrama de transformación isotérmica apropiado).
- 2.- Por la adición de elementos de aleación que trasladen la nariz perlítica hacia la derecha del diagrama de transformación isotérmica y aumenten la templabilidad del material.

La velocidad de enfriamiento depende del espesor del material y del medio de temple; pueden lograrse estructuras mixtas de bainita y perlita en piezas de sección gruesa; de bainita en la superficie y perlita en el centro, la forma de evitar esto es adicionando más elementos de aleación o rediseñando la pieza. (Esto rara vez ocurre en la realidad).

Para conservar la austenita en estado metaestable hasta la temperatura de transformación isotérmica el material debe tener buena templabilidad. Los métodos industriales para lograr mayor templabilidad son :

- 1.- Mayor temperatura de austenitización para lograr mayor contenido de carbono en la austenita; así como mayor tamaño de grano.

2.- La adición de elementos de aleación, sobre todo para piezas con secciones gruesas, con espacios huecos y cambios de sección.

Los elementos de aleación más comunes son el Molibdeno combinado con Níquel y Manganeso. El contenido de Manganeso debe ser menor al 0.3% (También puede ser mayor, recuerde el contenido estandarizado de 0.3% a 1.0%).

Transformación isotérmica en función del tiempo de permanencia a la temperatura de transformación isotérmica

Para temperaturas de transformación dentro del intervalo de 350°C a 450°C, la transformación bainítica comienza con la formación de ferrita-bainítica saturada de carbono, pero sin contener todo el carbono de la fase austenítica original. El carbono expulsado de la fase ferrítica se disuelve en austenita no transformada a ferrita bainítica, por lo tanto aumenta su contenido en carbono y se puede conservar en estado metaestable hasta la temperatura ambiente (incluso menor).

La estructura metalográfica obtenida a temperatura ambiente consiste de ferrita bainítica en forma de agujas alternadas, rodeadas con austenita residual.

Para menores temperaturas de transformación isotérmica, el espesor de las placas disminuye, resultando una estructura más fina.

Se distinguen tres partes principales en función del tiempo de permanencia a la temperatura de transformación isotérmica y son :

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

- 2.- Para tiempos intermedios, la austenita contiene la cantidad suficiente de carbono para estabilizarse a temperaturas menores que la temperatura ambiente, de valores inferiores a los -100°C , lográndose estructuras mixtas de bainita y austenita. La austenita proporciona alta ductilidad a la fundición nodular austemplada.

3.- Después de una permanencia prolongada a la temperatura de transformación isotérmica, el contenido de carbono en la austenita llega al valor máximo y se produce la precipitación de carburos de Hierro y Silicio, por lo general en forma de agujas o tabletas. La estructura final se compone de estructura bainítica, austenita (saturada) y carburos. Se reduce la ductilidad en el material; con mayor tiempo la cantidad de austenita residual es casi nula.

Si la transformación isotérmica se realiza con una temperatura dentro del intervalo de 350°C y la temperatura M_s , solo se forma un agregado de placas de ferrita y austenita, con formación de carburos (siendo el material muy fragil).

Transformación isotérmica en función de la temperatura de transformación

La influencia de la temperatura de transformación isotérmica se representa en el diagrama de la figura 6.10 donde se relacionan las fracciones de las diferentes fases en función

de la temperatura y tiempo de transformación isotérmica. (Ver figura 6.10).

Aparecen varias zonas en el diagrama y son :

Zona de : Ferrita bainítica + Martensita + Austenita.

Zona de : Ferrita bainítica + Austenita.

Zona de : Ferrita bainítica + Carburos ricos en Silicio.

A temperaturas superiores de 400°C la transformación es muy rápida se forman carburos de Silicio, solo es posible evitar la formación de carburos en condiciones de laboratorio. Si se elige la temperatura de transformación dentro del intervalo de 450°C a 380°C , el tiempo de incubación para formación de carburos aumenta y la transformación isotérmica termina en menos de 1.5 hrs, de modo que se obtiene una estructura mixta de ferrita bainítica, carburos y austenita residual (fig. 6.1).

Para tratamiento isotérmico mayor a 1.5 hrs a temperaturas dentro del intervalo de 380°C a 350°C , no puede iniciarse la precipitación de carburos y se obtiene la estructura compuesta por austenita residual y ferrita bainítica, correspondiente a la máxima ductilidad en el material.

**6.6 Propiedades mecánicas principales obtenidas
en hierro nodular después de aplicar el
tratamiento térmico de austemple
(austempering)**

Las propiedades mecánicas de una fundición nodular con matriz bainítica con determinada composición química dependen, de la microestructura presente en el material después del tratamiento térmico de austemple (como se explicó en secciones anteriores). Los factores importantes son el tamaño de las fases de ferrita bainítica, austenita residual y eventualmente martensita y carburos. La temperatura de transformación que proporciona la mayor tenacidad coincide prácticamente con la formación de la zona de transición de bainita superior a bainita inferior; esta temperatura varía por el contenido de carbono de la austenita (depende indirectamente de la temperatura de austenitización).

**Ventajas de la aplicación del austemple
a piezas de hierro nodular**

- a) Las piezas austempladas son las únicas que combinan alta resistencia a la tensión, altos porcentajes de elongación (alta tenacidad) y alta dureza; en los diferentes tipos de hierros fundidos. (Ver la figura 6.5).

- b) Las piezas tratadas con austemple pueden ser endurecidas superficialmente.
- c) El tratamiento de austemple es reconocido como productor de materiales para ingeniería por proporcionar piezas confiables, durables y de bajo costo.
- d) Sustituye aceros fundidos y piezas forjadas.

Modificaciones logradas en hierro dúctil después del
tratamiento térmico de austemplado (Austempering)

Recientemente (Marzo de 1990), el hierro dúctil austemplado entró a una nueva categoría de materiales para ingeniería como se muestra en la especificación ASTM 897 M para ADI (Austempering Ductil Iron), donde se observan las principales propiedades mecánicas promedio. La denominación ADI en español la denominaremos como hierro dúctil de matriz bainítica y austenítica. En forma personal los tesisistas y por consejo del profesorado de la Facultad de Química U.N.A.M., lo denominaremos con el nombre de hierro dúctil ausferrítico. (Ver figura 6.11).

Para demostrar el aumento en propiedades mecánicas presentamos la siguiente secuencia de figuras que comparan a la denominación ADI Norte Americana y la GGG Alemana (ver figura 6.12, 6.13 y 6.14).

FIGURA C.11
 ESPECIFICACION ACTM 897 M PARA ADJ. REFERENCIA 14

PROPIEDADES MECANICAS MINIMAS ESPECIFICADAS

DEFORMACION	ESFUERZO DE TENSION (MPa)	ESFUERZO DE TENSION (KSI)	ELONGACION (%)	FIBRILLA DE IMPACTO CHARPY (J/g)	DUREZA TIPO A BRINEL (kg/mm ²) 4.
850	850	95	11	100	269-301
1050	1050	115	7	80	302-341
1200	1200	135	4	60	341-444
1400	1400	155	1	40	369-477
1600	1600	175	---	---	444-555

- 1 - DETERMINADO POR EL METODO DEL ESFUERZO AL 0.2% DE DEFORMACION
- 2 - PORCENTAJE DE ELONGACION EN 50MM EN UN ESPECIMEN ESTANDAR
- 3 - PROMEDIO DE LOS TRES VALORES MAS ALTOS DE CUATRO PRUEBAS.
- 4 - LA DUREZA NO SE REQUIERE, LOS VALORES SON PROMEDIOS DE LOS DIFERENTES GRADOS

Tomando como característica principal la resistencia a la tracción de la figura 6.14 tenemos los siguientes comportamientos generales del hierro dúctil austempleado :

- a) La resistencia a la tensión aumenta.
- b) El esfuerzo a la cedencia aumenta.
- c) La dureza aumenta.
- d) La resistencia al impacto disminuye.
- e) La sensibilidad a las muescas aumenta.
- f) La resistencia a la fatiga disminuye.
- g) La resistencia a las picaduras aumenta.
- h) La resistencia al desgaste aumenta.

Los comportamientos generales anteriores se pueden observar en forma cuantitativa en la figura 6.15, donde además se presenta una comparación entre hierro gris (grados GG en Europa), hierro dúctil (grados GGG en Europa), hierros dúctiles con matriz bainítica (ADI), acero aleado con Cr y Mo y un acero 1045.

Las figuras 6.11, 6.12, y 6.13 muestran en forma grafica los valores presentados en la figura 6.15.

Toda la discusión de este capítulo sirve como base para la parte práctica de este trabajo; comprobándose si dicha parte cumple con las normas básicas para considerar al material tratado térmicamente como un ADI.

FIGURA 6.11 COMPARACION ENTRE ACERO, HIERRO FUNDIDO Y ADI DE LA RELACION ENTRE EL ESFUERZO A LA TENSION Y LA ELONGACION

RT

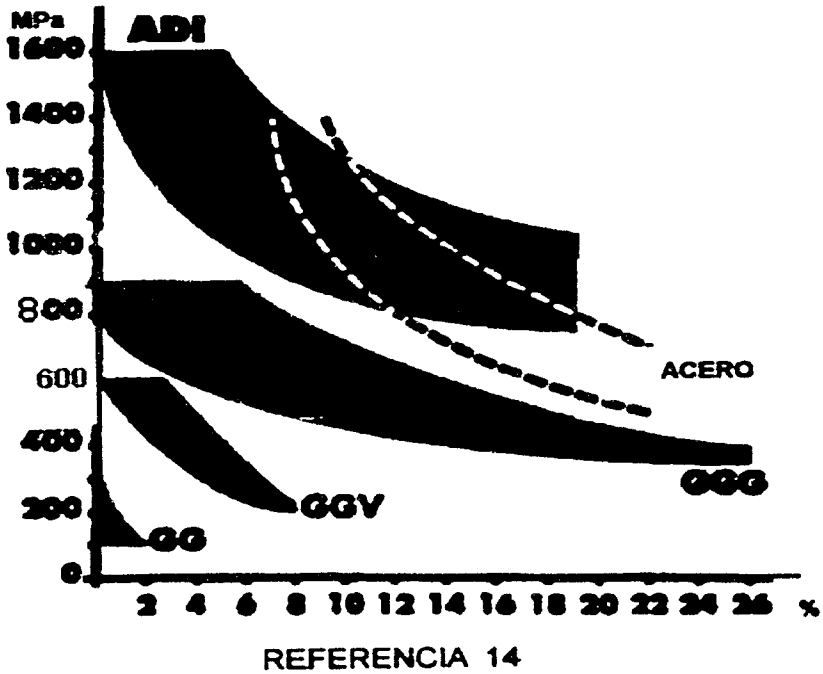
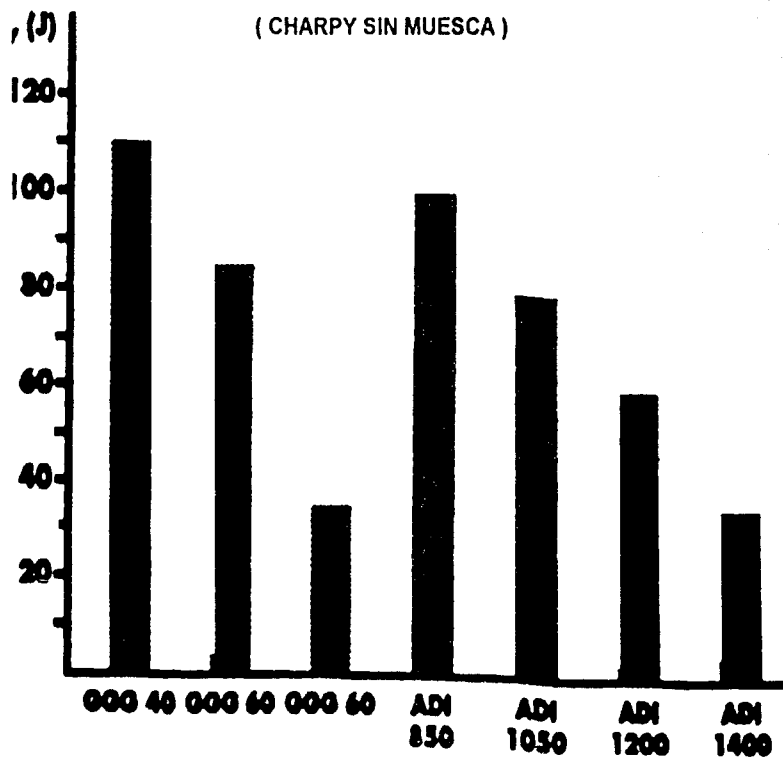
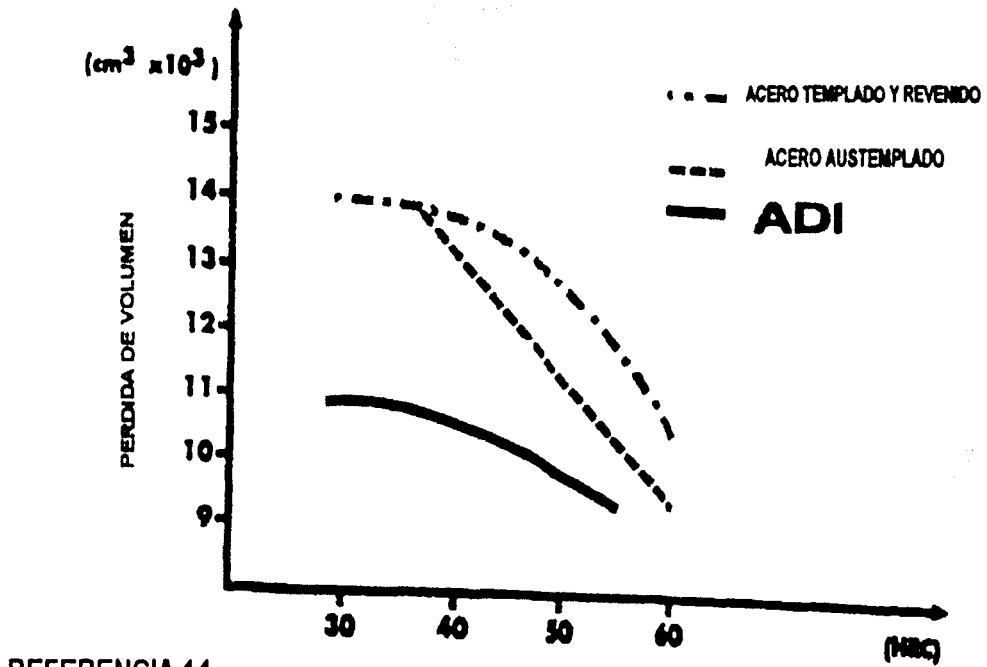


FIGURA 6.12 RESISTENCIA AL IMPACTO

(CHARPY SIN MUESCA)



1044 - 1
1612 - 1



REFERENCIA 14

FIGURA 6.13 RESISTENCIA AL DEBGASTE (PIN ABRASION TEST)

613.112

FIGURA 6.14 COMPORTAMIENTO GENERAL DEL HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO EN BASE A SU RESISTENCIA MECANICA.

DESIGNACION DEL ADI	RESISTENCIA A LA TENSION	ESFUERZO DE CEDENCIA	DUREZA	RESISTENCIA AL IMPACTO	SENSIBILIDAD A LAS MUESCAS	RESISTENCIA A LA FATIGA	RESISTENCIA A LAS PICADURAS	RESISTENCIA AL DESGASTE
850	MIN	MIN	MIN	MAX	MIN	REDUCIDA	MIN	MIN
1050	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓
1200								
1400								
1600	MAX	MAX	MAX	MIN	MAX	MIN	MAX	MAX

FIGURA 6.15 COMPARACION DE PROPIEDADES MECANICAS DE LOS MATERIALES HIERRO GRIS, HIERRO DUCTIL, ADI Y ACERO.

		GG40	GGG40	GGG60	GGG80	ADI 850	ADI 1050	ADI 1200	GS42 CrMo4	CK45
RESISTENCIA A LA TENSION	MPa	400 MIN	400 MIN	600 MIN	800 MIN	850 MIN	1050 MIN	1200 MIN	900-1100	650-800
ESFUERZO DE PRUEBA AL 0.2% DE DEFORMACION	MPa	350 MIN	250 MIN	380 MIN	500 MIN	550 MPa	700 MIN	850 MIN	800 MIN	430 MIN
ELONGACION	%	1	10	3	2	10	7	4	10	16
DUREZA	HB	235	135-185	200-250	270-335	269-321	302-363	341-444	260-325	190-240
E-MODULO DE ELASTICIDAD	MPa	126	160-180	160-180	160-180	160-180	160-180	160-180	210	210
MODULO DE RIGIDEZ	GPa	46	65-67	65-67	65-67	65-67	65-67	65-67	77	77
RESISTENCIA AL IMPACTO (CHARPY CON MUESCA)	J	60	4-8	4-8	4-8	12	10	8	40	30
RESISTENCIA A LA FATIGA	MPa	100	210	260	330	330	400	510	500	360
DENSIDAD	Kg/dm ³	7.3	6.9	7	7.1	7.2	7.2	7.2	7.9	7.9
RESISTENCIA A LA COMPRESION	MPa	1100-1400	700	870	1150	2100	3150	3600	--	--
ESFUERZO MAXIMO DE HERTZ	MPa	375	350	500	610	--	1500	--	650	500

REFERENCIA 14

6.7 Influencia de los elementos aleantes en las fundiciones del hierro dúctil austemplado

La adición de ciertos elementos aleantes puede causar tiempos de austemple más cortos y menos críticos. Otros elementos aleantes también influyen en el contenido de carbono en austenita, lo que afecta su misma solubilidad. El Silicio reduce la solubilidad mientras el Manganeso, Cromo y Molibdeno la incrementan.

El contenido de carbono en la matriz no solo se determina por la temperatura de austenitización y la composición química, sino también por el tiempo y temperatura de permanencia. La solución del grafito en la matriz austenítica se produce con lentitud según las temperaturas involucradas.

Un hierro completamente perlítico contiene carbono combinado en forma de cementita, el cual alcanza un equilibrio de carbono uniforme en un tiempo de austenitización corto. Un hierro ferrítico (recocido) requiere de más tiempo para alcanzar el equilibrio del carbono, por éso, el tiempo de austenitización es más prolongado. Algunos elementos de aleación deben adicionarse para evitar una heterogeneidad de estructuras durante el enfriamiento (ferrita, ferrita Widmanstätten y perlita) y por lo tanto endurecimientos parciales.

Otros elementos favorecen la separación de las dos reacciones bainíticas y a su vez aumentan la probabilidad de lograr una alta ductilidad y tenacidad. La composición del hierro dúctil debe ser compatible con la calidad de la fundición producida; debe estar libre de carburos intercelulares y segregaciones, para asegurar una transformación uniforme. El efecto de los elementos aleantes se describe por medio de diagramas de transformación isotérmica y diagramas de enfriamiento continuo. Dichos diagramas son bien conocidos para los aceros y algunos hierros fundidos. Para tener una combinación adecuada en las propiedades mecánicas del tratamiento de austemple debe evitarse la formación de perlita; la presencia de la perlita antes del tratamiento térmico de austemple generalmente determina las propiedades mecánicas.

El efecto de la composición química del metal puede dividirse arbitrariamente en dos partes :

- 1.- El efecto de los elementos básicos de la producción del hierro dúctil como el carbono y/o el Silicio.
- 2.- El efecto del Manganeso, Cobre, Níquel y Molibdeno; son elementos que pueden adicionarse deliberadamente para alterar las propiedades mecánicas del hierro fundido.

El carbono en el hierro dúctil comercial generalmente tiene contenidos de carbono cercanos al valor de 3.6 % Ps; los efectos del carbono sobre las propiedades del tratamiento de austemple son muy variadas. La transformación del carbono total puede afectar al tiempo necesario para alcanzar las condiciones de equilibrio durante la austenitización.

El Silicio causa endurecimiento y el equilibrio del carbono en la austenita. Los principales efectos en las propiedades mecánicas del hierro dúctil son endurecimiento y mayor ductilidad a elevadas temperaturas de transformación isotérmica en el tratamiento de austemple; el efecto sobre la resistencia a la tracción es mínimo. (Ver figura 6.16).

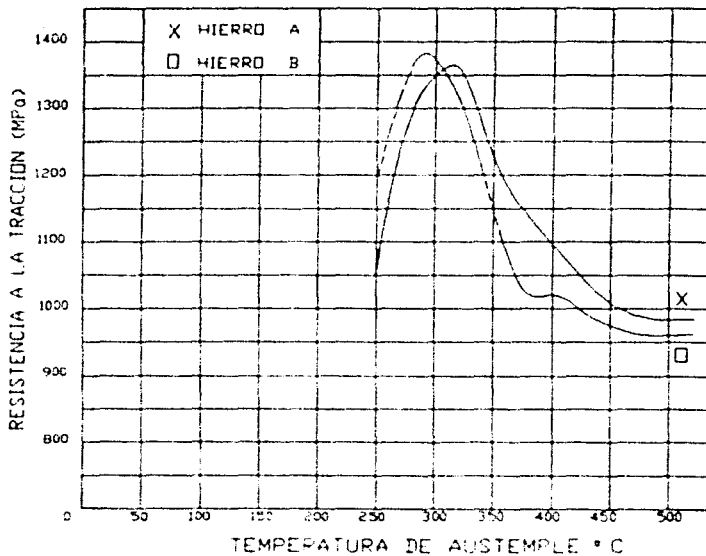


FIGURA 6.16 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE SOBRE LA RESISTENCIA A LA TRACCION DE HIERRO DUCTIL

A) 2.0 % Si B) 2.9 % Si

REFERENCIA 11

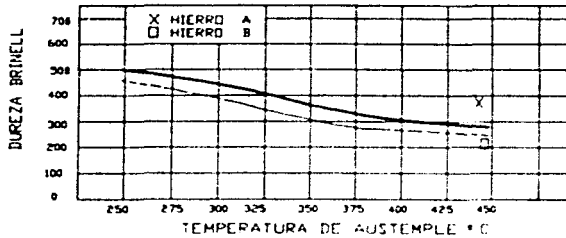


FIGURA 6.16 B EFECTO DE LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LA PROPIEDAD MECANICA DE DUREZA DEL HIERRO DUCTIL REFERENCIA II
 A) 2.0 % Si B) 2.9 % Si

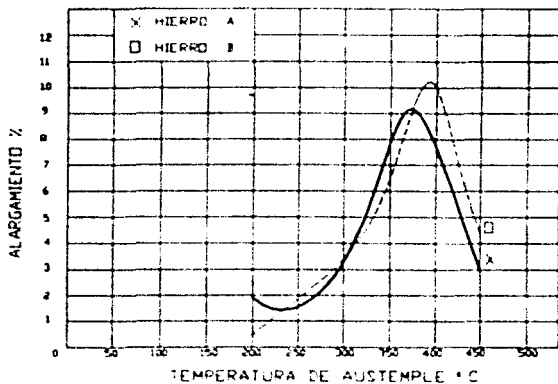


FIGURA 6.16C EFECTO DE LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE DE LA PROPIEDAD MECANICA DE ALARGAMIENTO EN HIERRO DUCTIL REFERENCIA II

A) 2.0 % Si B) 2.9 % Si

El efecto del Manganeso en las propiedades mecánicas de los hierros austemplados se muestra en la figura 6.17. Conforme aumenta el contenido de Manganeso, el alargamiento del material disminuye a menos del 1% a pesar de realizar la transformación isotérmica del tratamiento de austemple a temperaturas mayores de 325°C. Por otra parte cuando el Manganeso se incrementa, la resistencia al impacto disminuye debido a que se forma una estructura heterogénea, es decir, una segregación durante la solidificación y formación de carburos eutécticos unicelulares que durante el tratamiento térmico de austemple provocan fracturas en la pieza. (Ver figura 6.17 y 6.18).

Cuando en el hierro se presenta una segregación por causa del Manganeso, la austenita intercelular puede ser estable a la temperatura de austemple y formar una martensita inicial a la temperatura de 150°C y la austenita retenida es transformada a martensita alterando las propiedades mecánicas como disminución de la ductilidad, resistencia al impacto, y resistencia a la fatiga y tenacidad. La presencia de Manganeso en cantidades mayores al 0.5% afecta drásticamente las propiedades mecánicas propiciando fragilidad en el material.

Los elementos aleantes más usuales son el Cromo, Vanadio, Molibdeno, Manganeso, Níquel y Cobre. Pero el Cromo y el Vanadio son fuertes estabilizadores de carburos en el hierro fundido. El

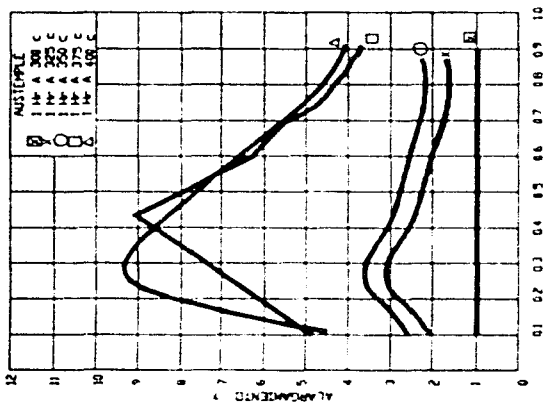


FIGURA 511A EFECTO DEL MANGANESE Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LA PROPIEDAD MECANICA DE ALARGAMIENTO DEL HIERRO DUCTIL AUSTEMPLEADO REFERENCIA II

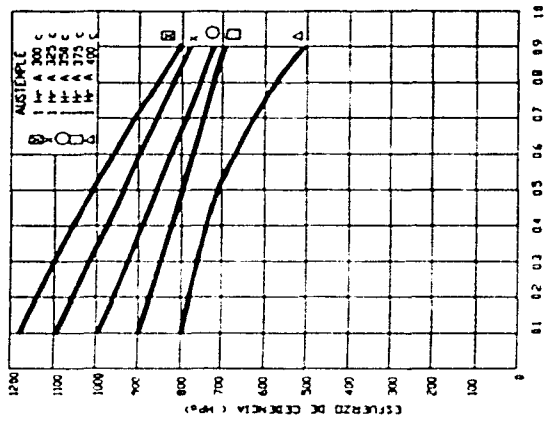


FIGURA 511B EFECTO DEL MANGANESE Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LA PROPIEDAD MECANICA DEL ESFUERZO A LA CORTADURA DEL HIERRO DUCTIL AUSTEMPLEADO REFERENCIA II

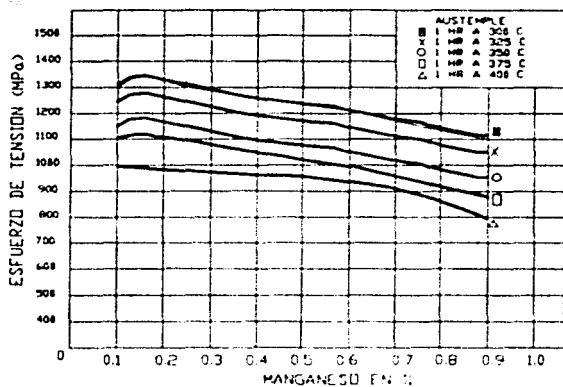


FIGURA 617 EFECTO DEL MANGANESO Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LA PROPIEDAD MECANICA DE RESISTENCIA A LA TENSION EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO

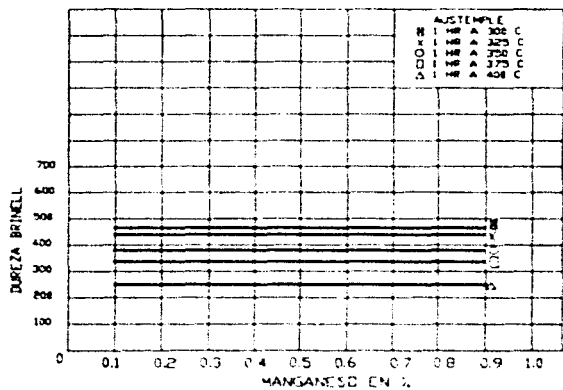


FIGURA 618 EFECTO DEL MANGANESO Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LA PROPIEDAD MECANICA DE DUREZA (BRINELL) EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO

REFERENCIA 11

Molibdeno, Niquel y Cobre favorecen el tratamiento de austemple por que desplazan las curvas de transformación a la derecha en los diagramas de transformación isotérmica evitando la formación de perlita. (Ver figuras 6.1, 7.8, 7.9, 7.10 y referencia 2).

El efecto del Molibdeno con la cantidad de 0.3% Ps duplica la sensibilidad del hierro aleado comparada con un hierro sin alear. Cuando el Molibdeno se adiciona en un 0.5% se provoca una segregación en los bordes de grano dando origen a la formación de un carburo estable, el cual tiende a aumentar la fragilidad del material.

El Molibdeno en cantidades mayores a 0.63% provoca un incremento en las propiedades mecánicas de resistencia a la tracción, alargamiento y dureza; pero tiende a segregarse durante la solidificación (por falta de control estricto de la temperatura y del proceso en general, solo a niveles de laboratorio) formando carburos intercelulares estables y martensita en las regiones segregadas; el Molibdeno retarda la transformación austenítica e incrementa la templabilidad del material; su porcentaje en peso en el hierro dúctil comercial es bajo (de 0.01 a 0.1 % Ps), ver la figuras 6.19 a, b y c, donde se demuestra el efecto en las propiedades mecánicas de este bajo porcentaje de composición. La figura 6.19 d muestra el efecto de la composición en barras de hierro

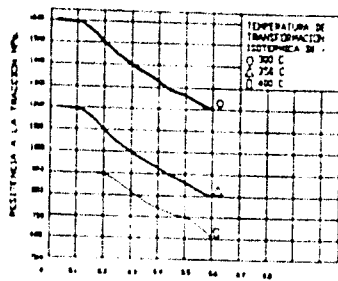


FIGURA 61A EFECTO DEL n_0 Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLADO EN LA PROPIEDAD MECANICA DE RESISTENCIA A LA TRACCION EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO
REFERENCIA II

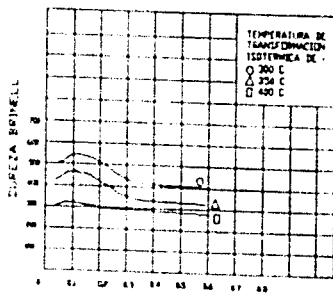


FIGURA 61B EFECTO DEL n_0 Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLADO EN LA PROPIEDAD MECANICA DE DUREZA EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO
REFERENCIA II

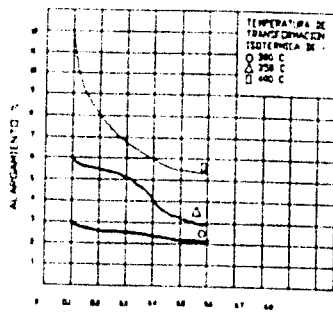


FIGURA 61C

FIGURA 61C EFECTO DEL n_0 Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLADO EN LA PROPIEDAD MECANICA DE ALARGAMIENTO EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO
REFERENCIA II

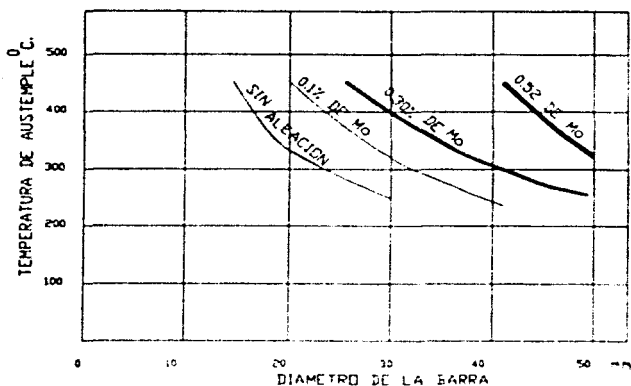


FIGURA 619B EFECTO DEL Mo Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE SOBRE EL DIAMETRO DE BARRAS AUSTEMPLADAS (EL Mo SIRVE PARA AUSTEMPLAR MAYORES ESPESORES) REFERENCIA 11

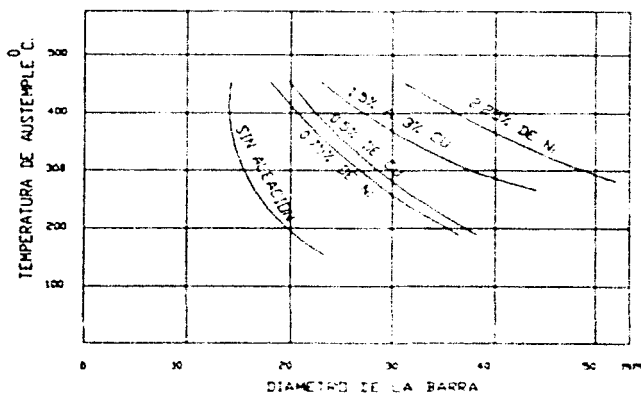


FIGURA 620 EFECTO DEL Ni Y Cu Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE (EL Ni Y Cu SIRVE PARA AUSTEMPLAR MAYORES ESPESORES) REFERENCIA 11

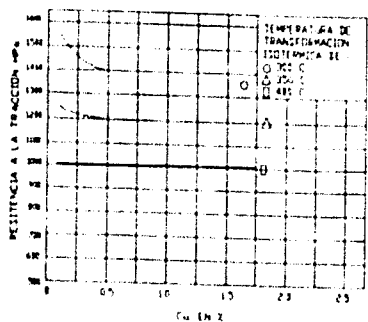


FIGURA 621a EFECTO DEL CU Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LA PROPIEDAD MECANICA DE RESISTENCIA A LA TRACCION EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO REFERENCIA II

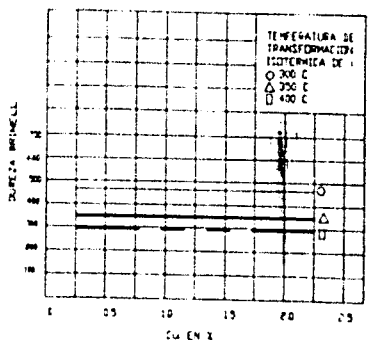


FIGURA 621b EFECTO DEL CU Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LA PROPIEDAD MECANICA DE DUREZA EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO REFERENCIA II

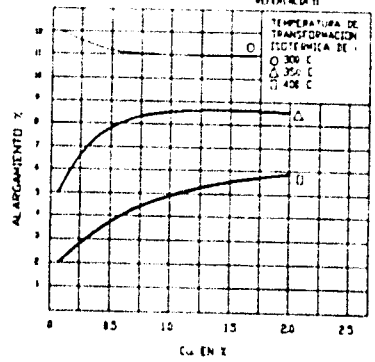


FIGURA 621c EFECTO DEL CU Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LA PROPIEDAD MECANICA DE ALARGAMIENTO EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO REFERENCIA II

dúctil de diferentes diámetros en función de la temperatura de austemple, es decir favorece el avance de la reacción bainítica al aumentar la zona de transformación. (Ver figura 6.19d)

El Cobre tiene un efecto similar al Molibdeno; con la diferencia de requerir mayor cantidad para provocar un efecto similar (0.3% de Mo = a 1.5% de Cu.). Este tiene un efecto sobre la resistencia a la tracción y dureza en los tratamientos isotérmicos a temperaturas de 400°C; así como en la ductilidad. A temperaturas de 350°C y menores, la ductilidad se incrementa progresivamente conforme aumenta el contenido de Cobre. La austenita retenida no se ve afectada por la cantidad de Cobre durante la transformación isotérmica del tratamiento de austemple; sin embargo, puede afirmarse que el Cobre suprime la formación de carburos en la bainita inferior y lo refleja en el mejoramiento de la ductilidad del hierro austempleado. Los efectos adicionales del Cobre en la prueba de impacto, tenacidad y fatiga son mínimos; por esta razón puede suponerse que las adiciones de Cobre resultan en algunos casos en el mejoramiento de las propiedades de tenacidad y de fatiga en base a la ductilidad que presenta el material, es decir cuando la estructura muestra una bainita inferior en la matriz. (Ver figura 6.21).

El Níquel tiene un efecto menor al del Cobre en la relación de 0.75% de Níquel igual a 0.5% de Cobre aproximadamente. En porcentajes entre el 1% y 2% afecta considerablemente la resistencia a la tracción, dureza y ductilidad del tratamiento de austemple, cuando las temperaturas de transformación isotérmica están entre los 300°C y los 400°C; se considera como uno de los elementos de aleación que mejoran las propiedades mecánicas. Cuando el contenido de Níquel alcanza un valor del 4% se reduce la resistencia a la tracción. La dureza se ve influenciada por el contenido de Níquel mayor al 1% para todas las temperaturas de austemple. La ductilidad máxima del tratamiento de austemple se alcanza cuando el porcentaje de Níquel se encuentra alrededor del 2%. El Níquel tiene un efecto similar al Cobre por que retarda la formación de carburos en la bainita inferior. (Ver figura 6.22).

El Níquel en contenidos mayores al 2% y durante el enfriamiento en el tratamiento de austemple favorece la segregación además de fomentar la formación de martensita; en consecuencia reduce la ductilidad en los hierros con alto contenido de Níquel (los hierros aleados con Níquel y Cobre poseen baja resistencia a la tracción, pero alta ductilidad).

La tarea más difícil en el tratamiento térmico de austemple es la obtención de una microestructura uniforme y se debe principalmente a la segregación de solutos o elementos de

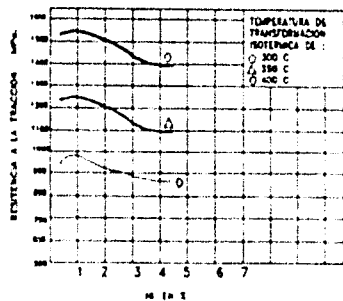


FIGURA 6.22A EFECTO DEL N° Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LA PROPIEDAD MECANICA DE RESISTENCIA A LA TRACCION EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO REFERENCIA 11

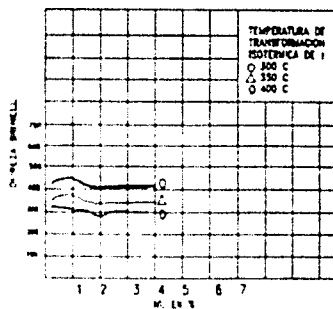


FIGURA 6.22B EFECTO DEL N° Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LA PROPIEDAD MECANICA DE DUREZA EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO REFERENCIA 11

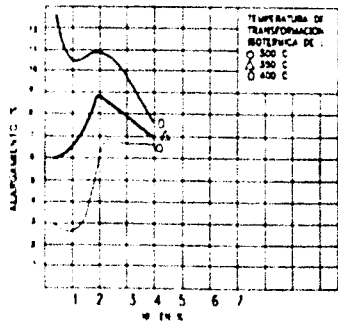


FIGURA 6.22C EFECTO DEL N° Y LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LA PROPIEDAD MECANICA DE ALARGAMIENTO EN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO REFERENCIA 11

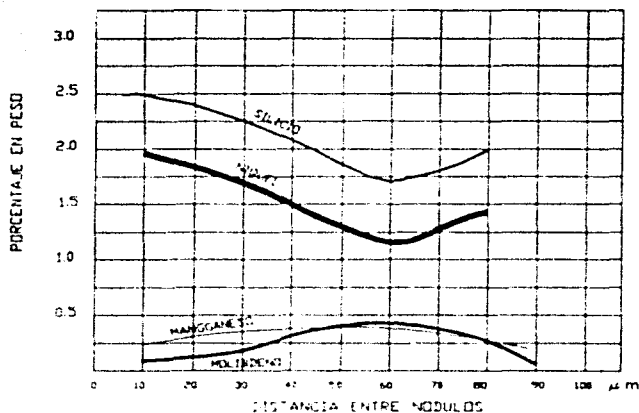


FIGURA 6.23
DISTRIBUCION DE ELEMENTOS ALEANTES
ENTRE DOS NODULOS REFERENCIA II

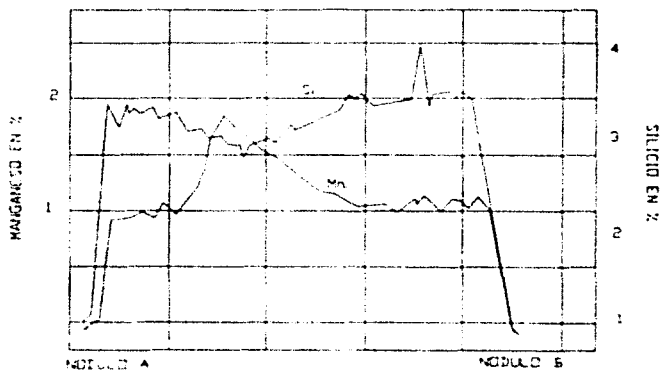


FIGURA 6.24
CARACTERISTICAS DE DISTRIBUCION DEL
SILICIO Y MANGANESO ENTRE DOS NODULOS
DE HIERRO DUCTIL REFERENCIA II

aleación durante la solidificación. La segregación de los elementos de aleación provoca la distribución del carbono en forma heterogénea.

Los elementos como el Molibdeno, Manganeso y Silicio tienden a ser segregados afectando directamente a la solubilidad del carbono así como, la difusión, reacción y morfología de los microconstituyentes (ver figura 6.23). La segregación de Manganeso es una de las más críticas, cuando excede el 0.5% en peso y se concentra en los bordes de grano.

El exceso de Manganeso incrementa la solubilidad del Carbono donde, el carbono a su vez estabiliza la austenita dando como resultado una transformación más lenta durante el tratamiento de austemple. (Ver figura 6.23).

La segregación del Manganeso se divide en cuatro tipos :

- 1.- Macrosegregación de la superficie hacia el centro de la pieza.
- 2.- Segregación entre las dendritas y región interdendrítica.
- 3.- Segregación celular.
- 4.- Segregación individual entre granos.

La segregación de Silicio inicialmente se deposita cerca del grafito nodular y algunas veces en los bordes de grano, donde causa efectos en la solubilidad del carbono. La reacción ocurre inmediatamente después de la adición del Silicio. Cuando existe segregación de cualquier elemento, las propiedades mecánicas se afectan significativamente, particularmente la resistencia al impacto y a la fatiga. La segregación del Manganeso puede minimizarse reduciendo el tamaño del nódulo de grafito. Cuando el número de nódulos es considerable, pueden tolerarse los altos contenidos de Manganeso. El número de nódulos en cantidades considerables reduce la segregación del Silicio. (Ver la figura 6.24).

La solidificación es otro parámetro que juega un papel importante en la distribución de soluto y por tanto en la morfología. Deberá homogeneizarse la estructura con un tratamiento térmico anterior al ADI. Como se explica en el capítulo cinco y en la referencia 16. El tratamiento de piezas industriales puede consistir de la combinación de varios tratamientos simples por presentarse el fenómeno de materiales mezclados que no corresponden a las especificaciones de las normas publicadas por las principales sociedades de normalización.

CAPITULO SIETE

Desarrollo práctico del tratamiento térmico de austemple (austempering), resultados obtenidos y conclusiones finales

7.1 Características de los materiales de hierro nodular utilizados para el desarrollo práctico del tratamiento térmico de austemple.

Los materiales utilizados para el tratamiento térmico de austemple son los siguientes; hierro dúctil fabricado en la compañía MINCER localizada en Ecatepec Edo. Mex. Las características de este material corresponden a la denominación SAE J434-D45-12 (grado ASTM 60-45-12).

Las características mecánicas básicas se presentan en la figura 7.1; corresponden al material utilizado en la compañía Dayton Walther Co. Ohio.

Hierro dúctil utilizado en la compañía Ford Motor Co. para el vaciado de los multiples de escape de los motores V-6. El análisis químico, forma y medidas de las piezas donadas se muestran en las figuras 7.2 y 7.3.

Hierro dúctil vaciado en la Facultad de Química que corresponde al grado ASTM 80-55-06. (Ver figura 7.4).

TESIS CON
FALSA DE ORIGEN

FIGURA 7.1

DAYTON-WALTHER CORPORATION
DAYTON, OHIO

DW-54

REV. G
DATE 1/3/85
PAGE 1 OF 1
ECH# 25175

MATERIAL SPECIFICATION

MODULAR IRON

1. DESCRIPTION: MODULAR (DUCTILE) IRON, ALSO KNOWN AS SPHEROIDAL GRAPHITE IRON, IS A CAST IRON IN WHICH THE GRAPHITE IS PRESENT AS SPHEROIDS OR NODULES.
2. REFERENCE: SAE J434 (LATEST EDITION), GRADE D4512 (65-45-12) EXCEPT AS MODIFIED BELOW.

3. TYPICAL BASE COMPOSITION:

TOTAL CARBON (C) ✓	3.40-3.90	CARBON EQUIVALENT	4.50 MAX.
SILICON (SI) ✓	2.20-2.75	NICKEL (NI)	.25 MAX.
MANGANESE (MN) ✓	0.10-0.50	CHROMIUM (CR) ✓	.00 MAX.
PHOSPHORUS (P) ✓	.05 MAX.	MOLYBDENUM (MO)	.15 MAX.
SULPHUR (S) ✓	.02 MAX.	COPPER (CU)	.40 MAX.
TITANIUM (TI)	.025 MAX.	ALUMINUM (AL)	.025 MAX.
MAGNESIUM (MG) ✓	.035-.070	VANADIUM (V)	.04 MAX.

COMPOSITION IS TO BE CONSIDERED A GUIDE TO PRODUCE THE PRIMARY REQUIREMENTS. MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE. THESE ANALYSIS RANGES MAY BE ADJUSTED BY THE MANUFACTURER TO OBTAIN THE DESIRED MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE, WHICH BELOW COLUMNS HAVE NOT BE CONSIDERED MANDATORY EXCEPT FOR 2TH CLASS WHICH WILL BE 2.40% MAX. SI UNLESS PARTICULAR LOTS ARE DEVIATED BY CORPORATE QUALITY ASSURANCE.

4. MECHANICAL PROPERTIES:

- 4.1 TENSILE STRENGTH: 65,000 psi (448 MPa) *
YIELD STRENGTH (0.2% OFFSET): 45,000 psi (310 MPa) *
ELONGATION (8 IN 2 INCHES): 12%

THE SE MINIMUM PROPERTIES ARE EXPECTED FOR SEPARATELY CAST TEST BARS. TEST BAR HAZARD 253 MUST BE REPRESENTATIVE OF CASTING. ENGINEERING DRAWINGS OR SPECIFICATIONS PERTAINING TO THE CASTING WILL SAVE THE AREA FROM WHICH A TENSILE SPECIMEN OF COMPARABLE SOUNDNESS TO THE SEPARATELY CAST TEST BAR MAY BE TAKEN. THIS BAR FROM THE CASTING MUST REFLECT 95% OF THE MINIMUM VALUES SPECIFIED ABOVE.


NOTE: METRIC EQUIVALENTS: TENSILE AND YIELD STRENGTHS IN MEGAPASCALS

- 4.2 HARDNESS: 125-217 BRIN. LOCATION ON RUGH CASTING WILL BE SPECIFIED ON ENGINEERING DRAWING. HARDNESS IMPRESSION ON FINISHED SURFACE WILL BE CONSIDERED ACCEPTABLE AT 40 BRIN. MINIMUM, AS LONG AS TENSILE AND YIELD STRENGTH REQUIREMENTS ARE MET.
5. MICROSTRUCTURE: THE MICROSTRUCTURE SHALL CONSIST OF SPHEROIDAL GRAPHITE, EVENLY DISTRIBUTED IN A MATRIX OF FERRITE AND PERLITE. MODERATE AMOUNTS OF BAINITE AND TEMPERED MARTENSITE MAY EXCEED 5%. OTHER TYPES MUST NOT EXCEED 2%. CARBIDES OR OTHER UNDESIRABLE MICROCONSTITUENTS ARE NOT PERMITTED.
6. INTENDED USE: MODERATELY STRESSED PARTS (AS IN GRADE D4512, D-W 531) SUCH AS DIFFERENTIAL CASES, CAPTAIN'S WHEELS, CYLINDER BRUJINGS, SUPPORTS, AND PEEBLS.

"Para Fines Educativos"

Salvador Martinez

FIGURA 7.2

QUALITY LABORATORY REPORT				ESPECIAL	
TYPE OF SAMPLE		METALOGRAFICO			
LAB. No. 756					
SUBMITTED BY <i>Ureid Jaso</i>	DATE <i>11 09 91</i>	EXP. OR CASE No.	REC. DOC. No.	PART No. <i>RF-8854-9430-18</i>	
WORK OR PLANT <i>FUNDICION</i>	SLAY REC'D <i>LIVESTEA</i>	HEAT BATCH No. <i>23-68 90</i>	EXPT. CHANGE	PRODUCT ENGINEERING DESIGNATED CONTROL ITEM	YES <input type="checkbox"/> NO <input type="checkbox"/>
SUPPLIER OR MFG. DEPT. <i>CI FUSIA</i>	MATERIAL SPECIFICATIONS <i>HIERRO ACERAR</i>		PART NAME <i>MOLT ESC DER V-6</i>		
<i>ESPECIFICACIONES</i>			<i>RESULTADOS</i>		
<i>TIPO DE GRAFITO J, Z 301 UNIASTMA</i>				<i>901 - 951</i>	
<i>MATRIZ PERLITA</i>				<i>151 - 101</i>	
<i>PERLITA</i>				<i>251 - 901</i>	
<i>PUREZA B N N</i>				<i>156 - 241</i>	
				<i>170</i>	
INFORMACION					
TO SPEC <input checked="" type="checkbox"/>	NOT TO SPEC <input type="checkbox"/>	DATE <i>12 09 91</i>	SIGNATURE <i>VO</i>	ON <input checked="" type="checkbox"/>	REJECTED <input type="checkbox"/>
DATE <i>12 09 91</i>		DATE <i>12 09 91</i>			
 DIN 378		IDENTIFY WITH <input checked="" type="checkbox"/> PRODUCT ENGINEERING DESIGNATED CONTROL ITEM CRITICAL CHARACTERISTICS			

COPY 1

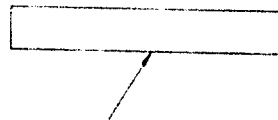
FIGURA 7.3

FORD MOTOR CO. INGENIA. DE CALIDAD PLANTA DE FUNDICION		LABORATORIO QUIMICO							PRUEBA #	
ANALISIS QUIMICO:		CONTROL DE RESULTADOS DEL MIXERO MODULAR 18" GA213-A MULTIPL DE ESCAPE 1-4							LAB. 501 P.V. 2010	
ESPECIFICACION										
% C	% Si	% Mn	% Cr	% P	% S	% Mg	% Cu	Carbono Equiv.	Factor de Alea.	
1.30	1.10	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020				
4.90	3.30	MAX.	MAX.	MAX.	MAX.	0.010				
RESULTADOS										
PRUEBA No.	% C	% Si	% Mn	% Cr	% P	% S	% Mg	% Cu	Carbono Equiv.	Factor de Alea.
1	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
2	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
3	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
4	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
5	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
6	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
7	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
8	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
9	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
10	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
11	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
12	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
13	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
14	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
15	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
16	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
17	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
18	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
19	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
20	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
21	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
22	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
23	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
24	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
25	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
26	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
27	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
28	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
29	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
30	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
31	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
32	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
33	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
34	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
35	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
36	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
37	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
38	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
39	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
40	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
41	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
42	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
43	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
44	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
45	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
46	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
47	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
48	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
49	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
50	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
51	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
52	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
53	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
54	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
55	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
56	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
57	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
58	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
59	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
60	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
61	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
62	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
63	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
64	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
65	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
66	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
67	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
68	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
69	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
70	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
71	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
72	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
73	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
74	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
75	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
76	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
77	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
78	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
79	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
80	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
81	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
82	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
83	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
84	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
85	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
86	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
87	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
88	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
89	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
90	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
91	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
92	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
93	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
94	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
95	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
96	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
97	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
98	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
99	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			
100	3.30	2.00	0.15	0.25	0.040	0.015	0.020			

FIGURA 7.4
ANALISIS QUIMICO PARA EL HIERRO DUCTIL ASTM
80-55-06

CT	Mn	Si	P	S	Cu	Mg
3.46	0.162	2.93	0.04	0.05	0.22	0.063

GRADO ASTM 80-55-06 FUNDIDO EN LA FACULTAD DE QUIMICA EN CUBILOTE
 DUREZA BRINELL 228
 PRUEBA DE IMPACTO 0.30 Kg.m
 R. A 16 %
 R.T 508 MPa
 NODULARIDAD 90 %
 (β PROMEDIO DEL NODULO)
 100 NODULOS / mm² (35 μ m)
 80 % PERLITA
 20 % FERRITA



PROBETA DE ESTUDIO FUERA DE NORMA

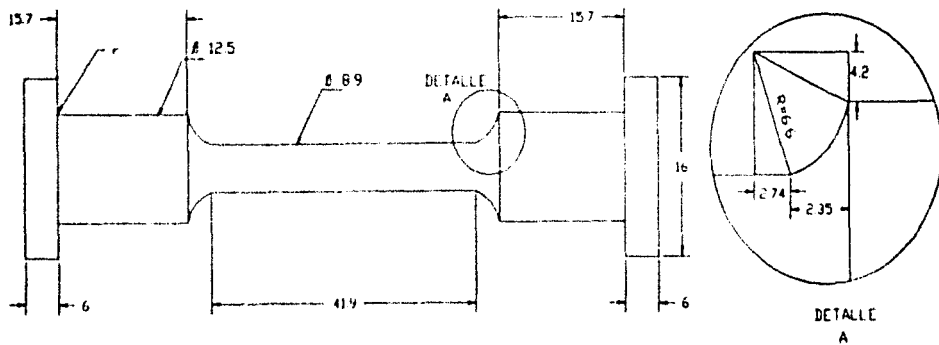
La cantidad recibida por la compañía MINCER nos permitió maquinar probetas para el ensayo de tracción de la forma y medidas que se muestran en la figura 7.5. Los únicos ensayos desarrollados en este trabajo son Tracción, Dureza y una secuencia limitada de fotomicrografías con el fin de comprobar los efectos que este tipo de tratamiento provoca en el material de llegada.

El tratamiento térmico se efectuó en baños de sales comerciales con las características de operación y composición química reportadas como se describe en el apéndice A de este trabajo. Dicho tratamiento térmico se realizó en la compañía Especialidades Térmicas S.A. localizada en Cuautitlan Izcalli Edo. Mex.

Dado el poco material de trabajo el tratamiento térmico se planeó tomando en cuenta los siguientes criterios :

- Tratamiento térmico con temperaturas comerciales.
- Sales para tratamiento térmico de fácil adquisición en el mercado nacional.
- Tiempo de tratamiento corto para no intervenir con las actividades productivas de la compañía Especialidades Térmicas.

FIGURA 75
 PRUEBA NORMALIZADA ASTM E-8 MODIFICADA
 CUSADA EN LA DIVISION DE INGENIERIA MECANICA
 DE LA FACULTAD DE INGENIERIA DE CU
 REFERENCIA 7



ACOTACIONES EN mm

-Los resultados a evaluar por su caracter no estadístico solo representaran formas de comportamiento generales de los diferentes materiales en su respuesta al tratamiento térmico de austemple. (Austempering).

7.2 Criterio utilizado en la selección de los parámetros principales para la aplicación del tratamiento térmico de austemple.

Por la investigación desarrollada en el capítulo seis se tienen los cinco parámetros básicos para la realización del tratamiento térmico de austemple y son :

- Temperatura y tiempo de precalentamiento.
- Temperatura de austenitización.
- Tiempo de austenitización.
- Temperatura de transformación isotérmica.
- Tiempo de permanencia a la temperatura de transformación isotérmica.

La forma de seleccionar los parámetros mostrados en las figuras 7.6 y 7.7 fue la siguiente :

- I .- La temperatura y tiempo de precalentamiento se fijaron en 525 °C y 15 min, luego de intercambiar puntos de vista con el gerente general de la planta Especialidades Térmicas S.A. en hornos con sales neutras.

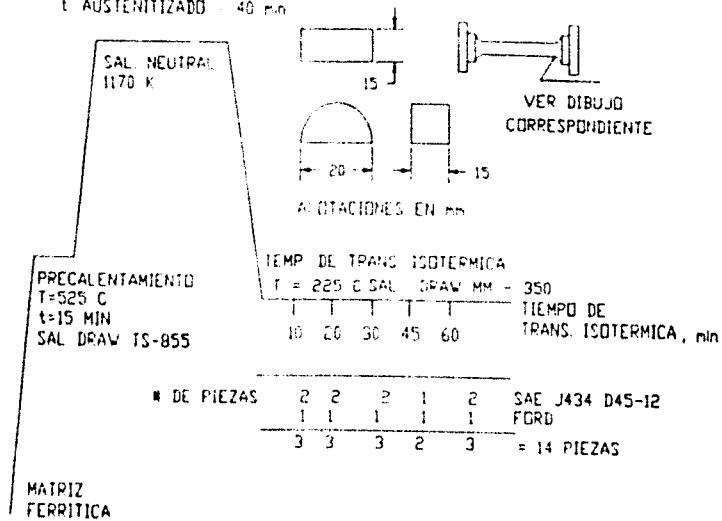
- II.- La temperatura de austenitización se fijó en 900 °C por ser la de mayor uso práctico para este tratamiento térmico; pensando en lograr la saturación máxima de carbono en la austenita; además es la temperatura límite para evitar el crecimiento excesivo del grano austenítico. También es la temperatura recomendada para el proceso de austenitización de la AFS para este tipo de materiales ver figuras 7.8, 7.9, 7.10 y 7.11.

- III.- El tiempo de austenitización varía en cuanto al tipo de elementos aleantes, espesor de la pieza, medio de austenitizado etc., pero tomaremos como base la regla práctica-empírica norteamericana que se basa al espesor de la pieza esto es decir una hora por

FIGURA 7.6 SECUENCIA CONTINUA DE TRATAMIENTO TERMICO DE AUSTEMPLADO (AUSTEMPERING) ADI-1

REFERENCIA 7

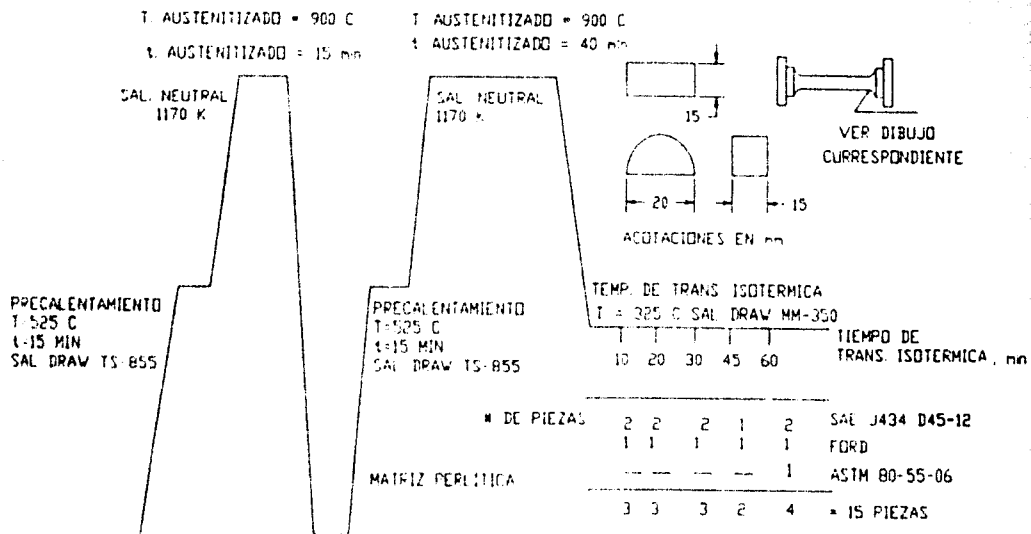
T. AUSTENITIZADO = 890 C
 t. AUSTENITIZADO = 40 min



SE TRATARON PROBETAS DE IMPACTO, PERO LA MAQUINA SE ENCONTRABA DESCALIBRADA POR LO CUAL NO SE REPORTAN LOS RESULTADOS. LAS CARACTERISTICAS DE OPERACION DE LAS SALES, ASI COMO SU CLASIFICACION PUEDEN CONSULTARSE EN EL APENDICE A.

FIGURA 77 SECUENCIA CONTINUA DEL TRATAMIENTO TERMICO DE AUSTEMPLE (AUSTEMPERING), ADI-3

REFERENCIA 7



SE TRATARON PROBEAS DE IMPACTO, PERO LA MAQUINA SE ENCONTRABA DESCALIBRADA POR LO CUAL NO SE REPORTAN LOS RESULTADOS. LAS CARACTERISTICAS DE OPERACION DE LAS SALES, ASI COMO SU CLASIFICACION PUEDEN CONSULTARSE EN EL APENDICE A

FIGURA 7.8 DIAGRAMA DE ENFRIAMIENTO CONTINUO APROXIMADO PARA EL MATERIAL DE FORD MOTOR CO.

HIERRO DUCTIL NO ALEADO, 3.7 % C - 0.4 % Mn - 2.75 % Si
 COMPOSICION Fe-3.75 % C - 0.42 % Mn - 2.75 % Si - 0.039 % P
 0.010 % S - 0.02 % Cr - 0.04 % Mo - 0.060 % Mg
 AUSTENITIZADO A 905 C DURANTE 20 min

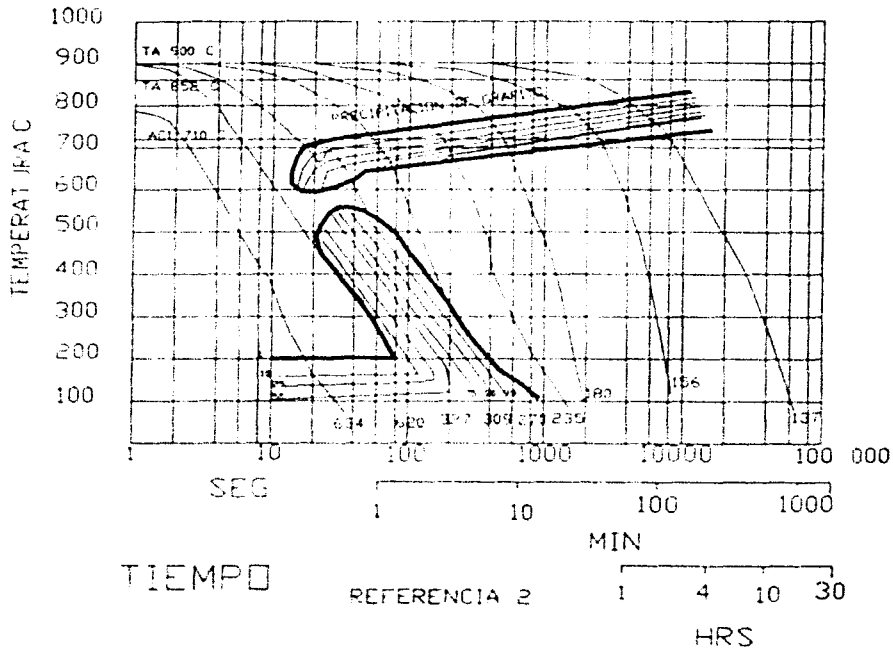


FIGURA 7.9 DIAGRAMA DE ENFRIAMIENTO CONTINUO APROXIMADO PARA EL MATERIAL SAE J434 D4512

HIERRO NO ALEADO 3.4% C -0.3% Mn -2.6% Si
 COMPOSICION Fe-3.37%-Mn 2.62% Si 0.022% P
 AUSTENITIZADO A 900 C DURANTE 20 min.

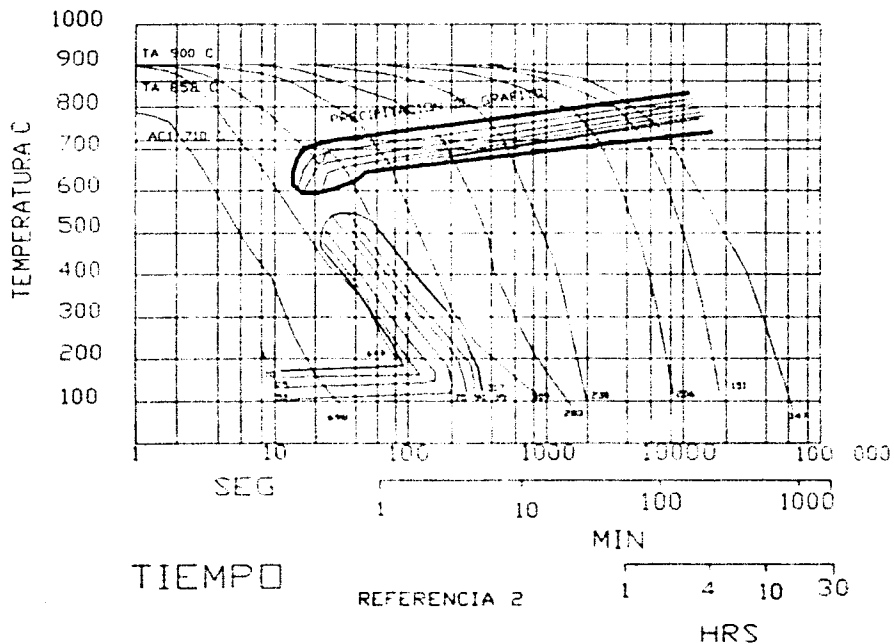


FIGURA 7.10 DIAGRAMA DE ENFRIAMIENTO CONTINUO APROXIMADO PARA EL MATERIAL ASTM 80-55-06

HIERRO DUCTIL NO ALEADO, 0.35 % C - 0.2 % Mn - 2.71 % Si
 COMPOSICION : Fe-3.59% C, -0.29 % Mn - 2.71 % Si -0.024 % P 0.007
 0.04 % S-0.03 % Cr-0.02 % Mo-0.024% Mg
 AUSTENITIZADO A 900 C DURANTE 30 min

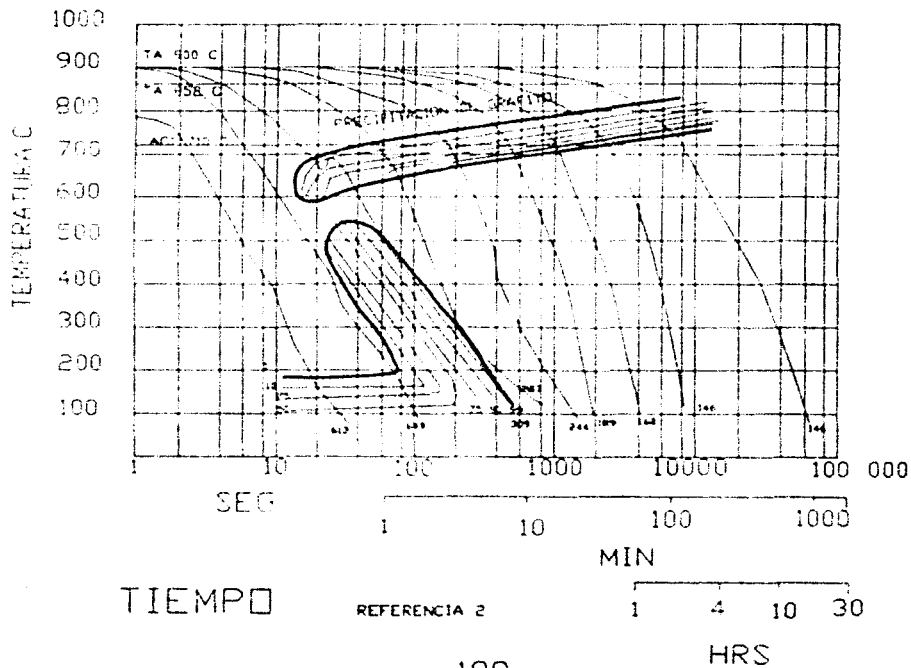
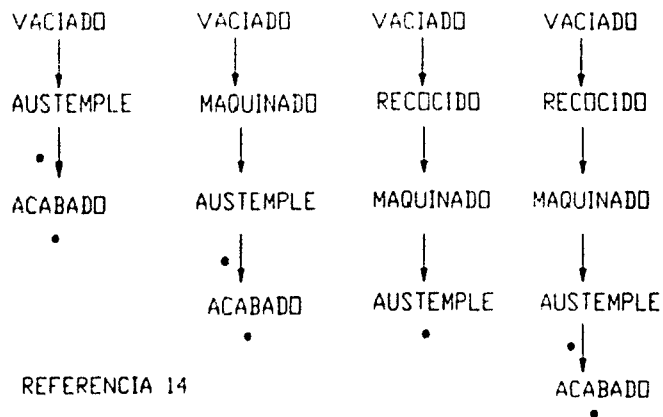


FIGURA 7.11 SECUENCIA DE APLICACION DEL TRATAMIENTO TERMICO DE AUSTEMPLE (AUSTEMPERING) CON RESPECTO A OTRAS OPERACIONES PARA EL ACABADO FINAL DE LAS PIEZAS



- EL TRATAMIENTO DE ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL PUEDE APLICARSE DESPUES DEL AUSTEMPLE O DEL ACABADO

cada 25 mm de espesor, este criterio se aplica a hierro nodular sin cantidades apreciables de elementos aleantes en su composición química; considerando esta norma se obtiene por la regla de tres simple el siguiente resultado :

$$\frac{25 \text{ mm}}{60 \text{ min}} = \frac{12.5 \text{ mm}}{t_a \text{ min}} \quad t_a = 28 \text{ min.}$$

se decide, no obstante aumentar el tiempo a 40 min por los efectos que pudieran producir los elementos aleantes reportados en cada análisis químico de los diferentes materiales y basándonos en la discusión del capítulo dos y cinco.

En la literatura se reportan diferentes tiempos de austenitización sin referirse al espesor de la pieza, contenido de elementos aleantes etc., y no se consideran como un criterio guía.

IV.- La temperatura de transformación isotérmica en el tratamiento térmico aplicado se fijó en 225°C que corresponde al tratamiento ADI-1; la otra temperatura utilizada corresponde al ADI-3 con temperatura de 325°C.

Las temperaturas se eligieron arbitrariamente para que correspondieran al tipo comercial de ADI; y para tener un criterio de comparación válido para diferenciar las respuestas del material a dicho tratamiento.

V.- El parámetro tiempo de permanencia a la temperatura de transformación isotérmica se plantea a intervalos variables de 10, 20, 30, 45 y 60 min; esta variación en tiempo nos permitirá evaluar el patrón de cambio de las propiedades mecánicas finales en cada material; así como los cambios en la microestructura.

Las figuras 7.8, 7.9 y 7.10 muestran los diagramas de enfriamiento continuo de hierro dúctil, se eligieron dichos diagramas por presentar una composición química similar a la de los materiales utilizados en este trabajo y poder justificar la elección de los parámetros utilizados en la práctica.

Los diagramas se tomaron de la obra Atlas of Time Temperature Diagrams for Irons and Steels Materials Data Series for G.F. Vander Voort. Editor ASM International The Materials

Information Society. 1991. (Para mayor información consulte esta referencia). En dichos diagramas se tiene información básica sobre temperatura de austenitización, velocidades de enfriamiento, tiempos y porcentajes de transformación para las diferentes fases presentes.

En dichos diagramas se tienen tiempos de transformación bainítica muy bajos (menores a 10 minutos) pero no sabemos para que espesor puede ser confiable dicha información. En dicho diagrama observamos que tenemos un amplio margen en la zona de transformación bainítica si elegimos el tiempo de una hora.

7.3 Resultados de resistencia mecánica registrados

Los resultados de resistencia mecánica, porcentaje de elongación y módulo de elasticidad; así como, los resultados de dureza se muestran en la tabla 7.1, para el material SAE J434 D4512 (ASTM 60-45-12). Los ensayos se realizaron en la máquina de ensayos de tensión con carga máxima de 10 Ton.

Las tablas 7.2 y 7.3 muestran el resumen de las propiedades mecánicas registradas; así como, la zona de falla en la probeta. Todas las fracturas son de tipo frágil. Las gráficas esfuerzo-deformación se pueden observar en la figura 7.12. La terminología es la siguiente :

ADI	Tratamiento térmico.
325	Temperatura de transformación isotérmica °C.
30	Tiempo de permanencia a la temperatura de transformación isotérmica min.
NF	No se fracturo.
SF	Si se fracturo.

Los números en milímetros son los valores a sustituir en el cálculo de las propiedades mecánicas registradas.

Para los materiales tratados con ADI-3 se observa el gran aumento en la resistencia mecánica registrada, poco porcentaje de elongación y el módulo de elasticidad podríamos considerarlo constante. Las pequeñas variaciones se analizarón con ayuda de las figuras 7.13, 7.14, 7.15 y 7.16 .

La figura 7.13 relaciona el comportamiento de los valores registrados de la resistencia mecánica contra el tiempo de permanencia a la temperatura de transformación isotérmica; el comportamiento registrado puede considerarse como típico; es decir, gran aumento de resistencia mecánica (hasta tres veces la resistencia del valor original) por tener alto porcentaje de bainita en la matriz, implicando disminución en el porcentaje de elongación (3.33 %), la dureza es alta.

Para el material tratado con ADI-1 se presenta un comportamiento irregular; la resistencia mecánica se incrementa conforme aumenta el tiempo de permanencia a la temperatura de transformación isotérmica, indica que la transformación no es la adecuada por lo que diremos que es incompleta; esto lo confirmaremos en la sección 7.5 (ver sección 6.5).


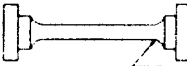

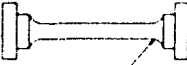
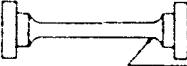
La figura 7.14 relaciona el porcentaje de elongación contra el tiempo de transformación isotérmica. Presenta clara reducción del valor del porcentaje de elongación, tanto para el material tratado térmicamente con ADI-3 (de 12% se reduce a

TABLA 11 RESUMEN DE LAS PROPIEDADES MECANICAS REGISTRADAS PARA EL MATERIAL
SAE J434 B4512 (ASTM 65 45-12) (MINCER)

REFERENCIA 7

NUMERO	TIEMPO en min	TEM C	ADI	RT MC MPa	% ELON %	M E GP%	HV	RC	HB		
1	10	1A	----	448	12	516	1693	----	1693		
2	15	225	1	6525	121	5393	81767	6467	----		
3	20	225	1	6684	1814	4896	730	605	6452		
4	30	225	1	8254	1614	4551	83216	6467	----		
5	45	225	1	10063	242	4158	7896	6297	-----		
6	60	225	1	912	212	4302	54275	5183	5453		
7	10	325	3	9355	242	3866	44035	445	4555		
8	20	325	3	150904	333	4533	564	5976	54816		
9	30	325	3	153304	333	4694	777	6643	7286		
10	45	325	3	151732	302	5024	-----	----	----		
11	60	325	3	14937	333	4485	-----	-----	-----		

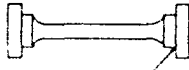
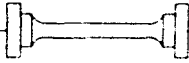
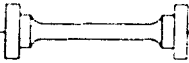
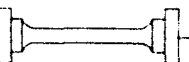
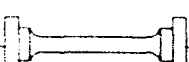
TABLA 7.2 RESUMEN DE PROPIEDADES MECANICAS DE TENSION REGISTRADAS PARA EL TRATAMIENTO TERMICO ADI - 1

TRATAMIENTO TERMICO :	DATOS REGISTRADOS EN LA PRUEBA DE RESISTENCIA MECANICA :	ZONA DE FALLA EN LA PROBETA
ADI : TEMPERATURA : 225 C TIEMPO : 10 min PRESENTA FALLA : SI	$\sigma = 652.5 \text{ MPa}$ $\epsilon = 1.21 \%$ $E = 53.93 \text{ GPa}$	 LA PIEZA FALLO EN LA PARTE DONDE COMIENZA EL CAMBIO DE SECCION, PRESENTA FRACTURA FRAGIL.
ADI : TEMPERATURA : 225 C TIEMPO : 20 min PRESENTA FALLA : SI	$\sigma = 888.4 \text{ MPa}$ $\epsilon = 1.814 \%$ $E = 48.96 \text{ GPa}$	 LA PIEZA FALLO EN LA PARTE DONDE COMIENZA EL CAMBIO DE SECCION, PRESENTA FRACTURA FRAGIL.
ADI : TEMPERATURA : 225 C TIEMPO : 30 min PRESENTA FALLA : SI	$\sigma = 825.5 \text{ MPa}$ $\epsilon = 1.814 \%$ $E = 45.51 \text{ GPa}$	 LA PIEZA FALLO EN LA PARTE DONDE COMIENZA EL CAMBIO DE SECCION, PRESENTA FRACTURA FRAGIL.
ADI : TEMPERATURA : 225 C TIEMPO : 45 min PRESENTA FALLA : SI	$\sigma = 1006.3 \text{ MPa}$ $\epsilon = 2.42 \%$ $E = 41.58 \text{ GPa}$	 LA PIEZA FALLO EN LA PARTE DONDE COMIENZA EL CAMBIO DE SECCION, PRESENTA FRACTURA FRAGIL.
ADI : TEMPERATURA : 225 C TIEMPO : 60 min PRESENTA FALLA : SI	$\sigma = 912 \text{ MPa}$ $\epsilon = 2.12 \%$ $E = 43.02 \text{ GPa}$	 LA PIEZA FALLO EN LA PARTE DONDE COMIENZA EL CAMBIO DE SECCION, PRESENTA FRACTURA FRAGIL.

σ = RESISTENCIA MECANICA REGISTRADA
 ϵ = % DE ELONGACION EN 42 mm
 E = MODULO DE ELASTICIDAD REGISTRADO

REFERENCIA 7

TABLA 7.3 RESUMEN DE PROPIEDADES MECANICAS DE TENSION REGISTRADAS PARA EL TRATAMIENTO TERMICO ADI - 3

TRATAMIENTO TERMICO	DATOS REGISTRADOS EN LA PRUEBA DE RESISTENCIA MECANICA	ZONA DE FALLA EN LA PROBETA
ADI: TEMPERATURA : 325 C TIEMPO : 10 min PRESENTA FALLA : SI	$\sigma = 935.5 \text{ MPa}$ $\epsilon = 2.42 \%$ $E = 38.66 \text{ GPa}$	 <p>LA PIEZA FALLO EN LA PARTE DONDE COMIENZA EL CAMBIO DE SECCION, PRESENTA FRACTURA FRAGIL</p>
ADI: TEMPERATURA : 325 C TIEMPO : 20 min PRESENTA FALLA : NO	$\sigma = 1509.5 \text{ MPa}$ $\epsilon = 3.33 \%$ $E = 45.33 \text{ GPa}$	 <p>NO FALLO</p>
ADI: TEMPERATURA : 325 C TIEMPO : 30 min PRESENTA FALLA : NO	$\sigma = 1533.04 \text{ MPa}$ $\epsilon = 3.33 \%$ $E = 46.04 \text{ GPa}$	 <p>NO FALLO</p>
ADI: TEMPERATURA : 325 C TIEMPO : 45 min PRESENTA FALLA : NO	$\sigma = 1517.32 \text{ MPa}$ $\epsilon = 3.02 \%$ $E = 50.24 \text{ GPa}$	 <p>NO FALLO</p>
ADI: TEMPERATURA : 325 C TIEMPO : 60 min PRESENTA FALLA : NO	$\sigma = 1493.7 \text{ MPa}$ $\epsilon = 3.33 \%$ $E = 44.85 \text{ GPa}$	 <p>NO FALLO</p>

σ = RESISTENCIA MECANICA REGISTRADA
 ϵ = % DE ELONGACION EN 42 mm
 E = MODULO DE ELASTICIDAD REGISTRADO

REFERENCIA 7

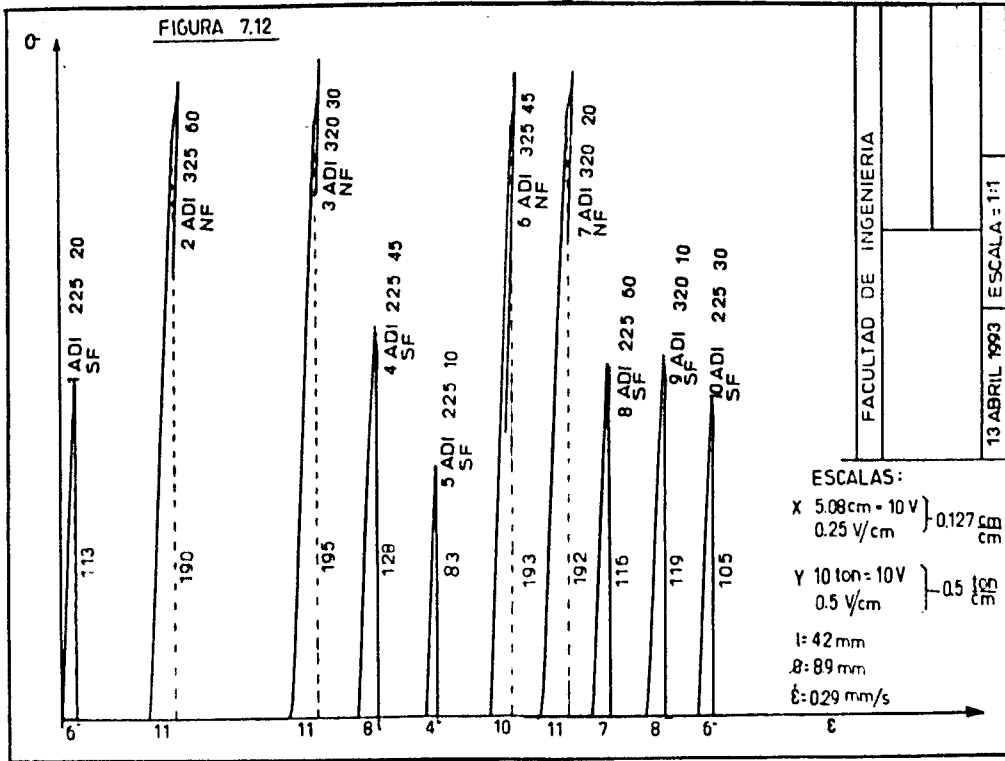
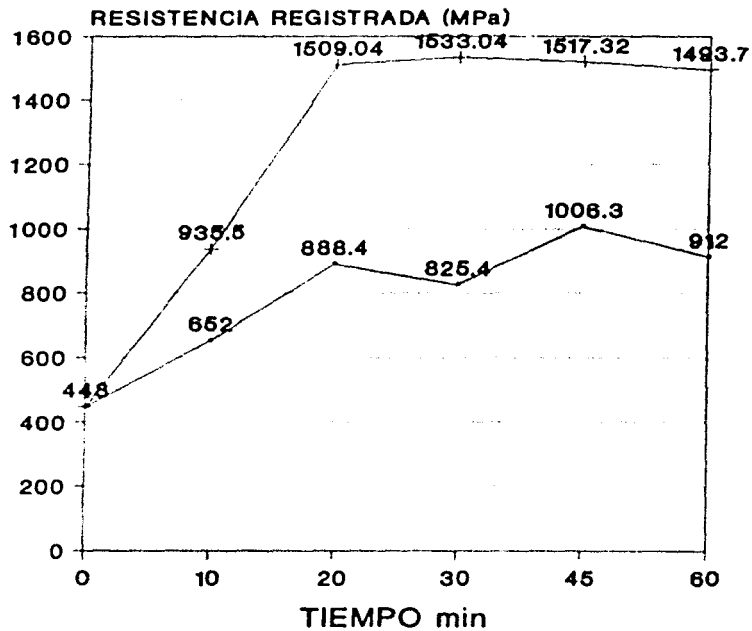


FIGURA 713 GRAFICA RESISTENCIA VS TIEMPO
PARA MATERIAL SAE J434 D4512 (GRADO ASTM 60-45-12)



— ADI-1 — ADI-3

FIGURA 714 GRAFICA % DE ELONGACION VS TIEMPO
PARA MATERIAL SAE J434 D4512 (GRADO ASTM 60-45-12)

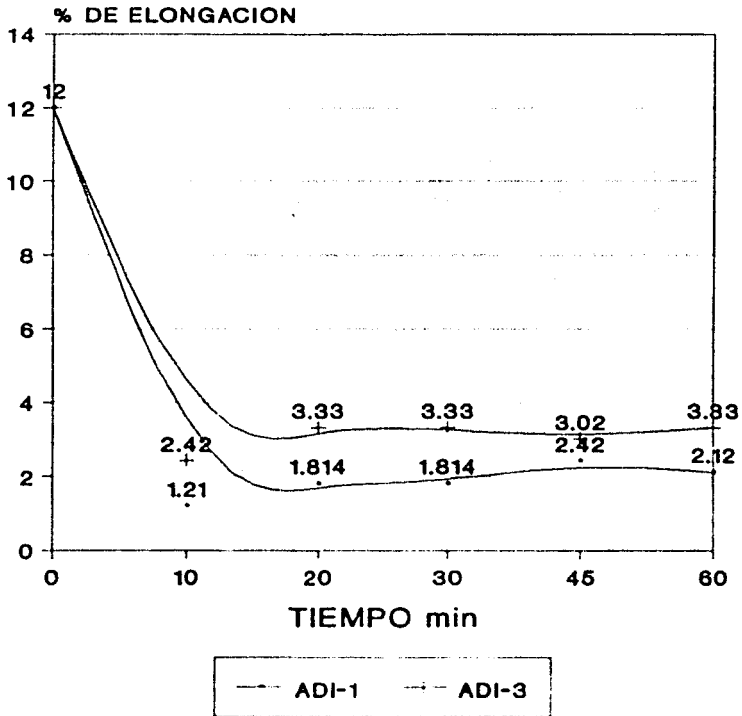
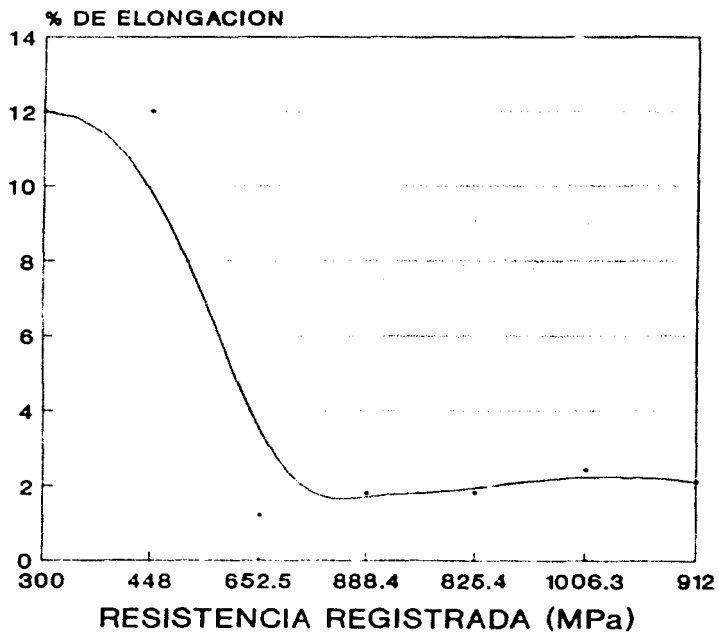
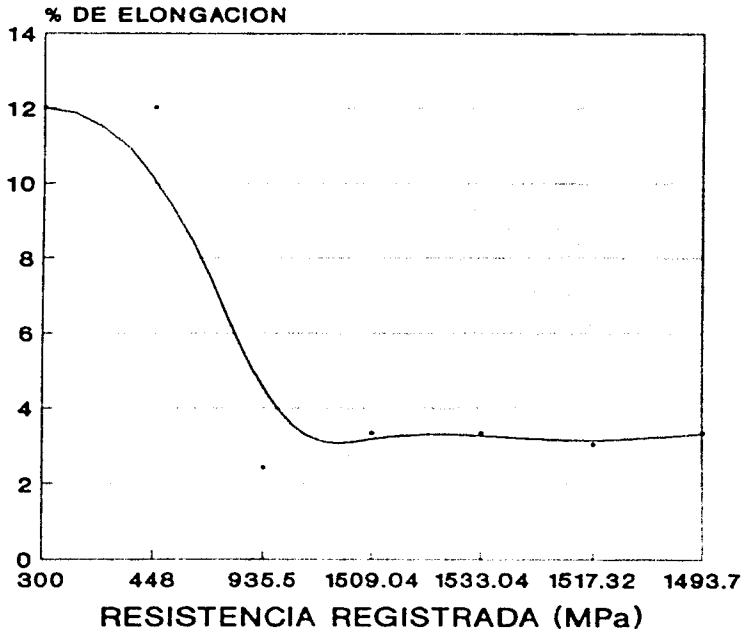


FIGURA 7.15 GRAFICA DE RESISTENCIA REGISTRADA CONTRA % DE ELONGACION PARA MATERIAL SAE J434 GRADO 45-12 (GRADO ASTM 60-45-12)



—●— ADI-3

FIGURA 7 16 GRAFICA DE RESISTENCIA CONTRA % DE ELONGACION
PARA MATERIAL SAE J434 GRADO 45-12 (GRADO ASTM 60-45-12)



—•— ADI-3

3.33%) y ADI-1 (de 12% se reduce a 1.814%). el comportamiento anterior concuerda con el comportamiento reportado de las graficas 6.5 y 6.11, que se pueden resumir como sigue :

Mayor tiempo de permanencia a la T.T.I.

Alta resistencia → Bajo porcentaje de elongación.
(Gran porcentaje de transformación bainítica).

La figura 7.15 y 7.16 relaciona la resistencia registrada contra el porcentaje de elongación se tiene el comportamiento siguiente para los materiales tratados térmicamente por ADI-3 y ADI-1 :

Alta resistencia —————→ Bajo % de elongación

lo anterior corresponde al comportamiento reportado en la literatura; la diferencia con otros materiales férreos es el tipo de matriz final obtenida, en este caso bainítica en gran porcentaje. En la figura 7.15 el aumento de resistencia se debe al avance de la transformación bainítica; podemos adelantar que no es la temperatura, ni el tiempo adecuado para el material SAE J434 D4512 (la temperatura es baja y el tiempo corto; la matriz puede presentar carburos y martensitas para ADI-1).

De las figuras 6.5,6.7 y 6.9 y lo discutido en el capítulo seis se deduce que mayores porcentajes de elongación se hubiesen logrado con menos tiempo de permanencia a la temperatura de transformación isotérmica, con el fin de lograr mayores porcentajes de austenita residual y también por el hecho de haber partido de materiales normalizados (matriz perlítica fina). Por lo que podemos confirmar el siguiente comportamiento :

Matriz de partida en hierro nodular	Tratamiento térmico	Propiedades finales de la matriz bainítica
Perlítica	ADI-1,ADI-2 ADI-3	Alta resistencia mecánica Bajo % de elongación Alta dureza Alto % de transformación bainítica

El tratamiento térmico es el adecuado, las piezas que no se fracturarón con 10 Ton, por lo que recomendamos repetir el experimento con máquinas de 25 Ton. El porcentaje de elongación hubiese aumentado si se someten las piezas a un tratamiento

térmico de revenido (pero no es el propósito este trabajo de tesis).

7.4 Resultados de dureza registrados.

Los resultados de dureza se obtuvieron en durómetro Vickers, con indentador de base cuadrada. Los valores se registran en la tabla 7.1 para el material SAE J434 D4512, y en la tabla 7.4 para el material de la compañía Ford Motor Co. los datos se graficaron en las figuras 7.17 y 7.18; los valores registrados son el promedio de seis indentaciones observadas en forma simétrica y con las esquinas de las marcas bien definidas al sentido de la vista, en zonas blancas de matriz bainítica.

La figura 7.17 relaciona los valores de dureza contra el tiempo de permanencia a la temperatura de transformación isotérmica para el material SAE J434 D4512. Se tiene el comportamiento esperado; es decir, mayor dureza a mayor resistencia (el comportamiento es anormal para el último valor), la alta dureza es respuesta lógica al alto grado de transformación bainítica; además debe considerarse el efecto de transformación por deformación en el contorno del indentador, posiblemente esta transformación sea a martensita y carburos. Ver referencia 15. La dureza Brinell se adaptó de la tabla de

TABLA 7.4 RESUMEN DE RESULTADOS PARA MATERIAL FORD Y ASTM 80-55-06

NUMERO	TIEMPO min	TEM C	ADJ	PT MPa	X FLD	H E GPa	VH	PC	HO	
0			STM TT				159.6		159.6	
1	10	225	1				717.66	60.82	736.4	
2	25	225	1				690.33	60.05	721	
3	30	225	1				645.63	57.59	671	
4	45	225	1				610	56.26	644.04	
5	60	225	1				572	53.55	594.9	
6	10	325	3				579	54.03	603.95	
7	20	325	3				428.6	43.44	441.72	
8	30	325	3				398.6	40.66	425.92	
9	45	325	3				309.4	30.9	307.2	
10	60	325	3				452.3	45.65	471.1	
11			STM TT	500.3	10	75	244.25	21.15	254.9	
12	60	325	3	1500.0	2.9	362	446.13	44.99	461.87	

COLUMNAS 11 Y 12 DATOS PARA EL
MATERIAL ASTM 80-55-06

REFERENCIA 7

FIGURA 7.17 GRAFICA DUREZA VS TIEMPO
PARA MATERIAL SAE J434 D4512 (GRADO ASTM 60-45-12)

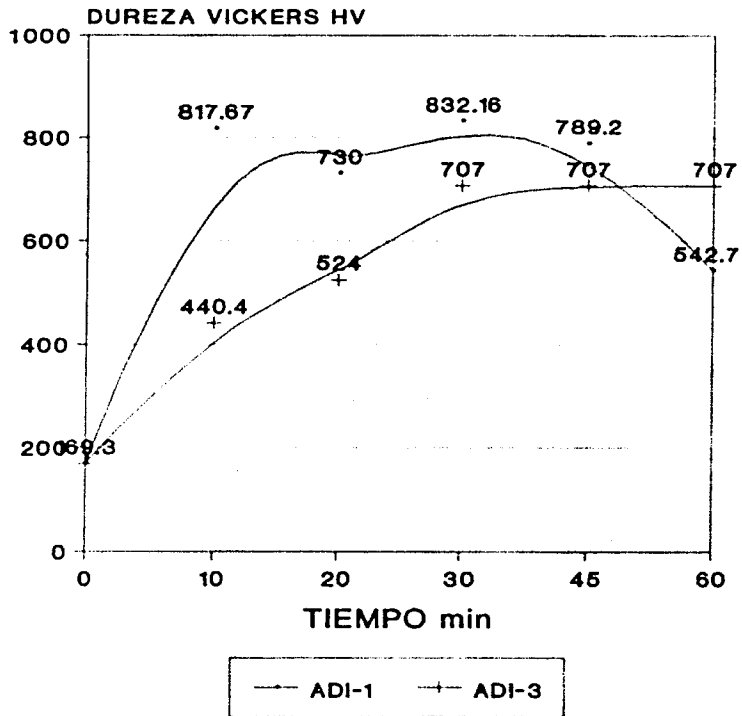
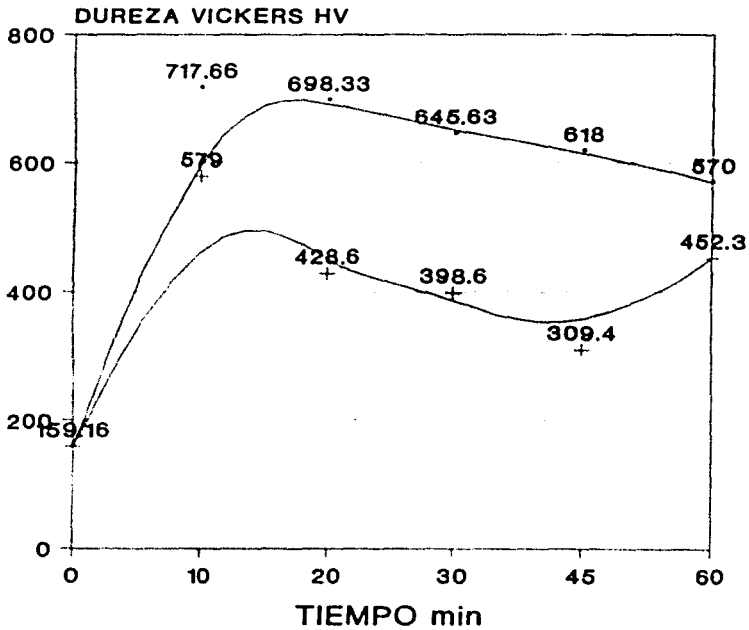
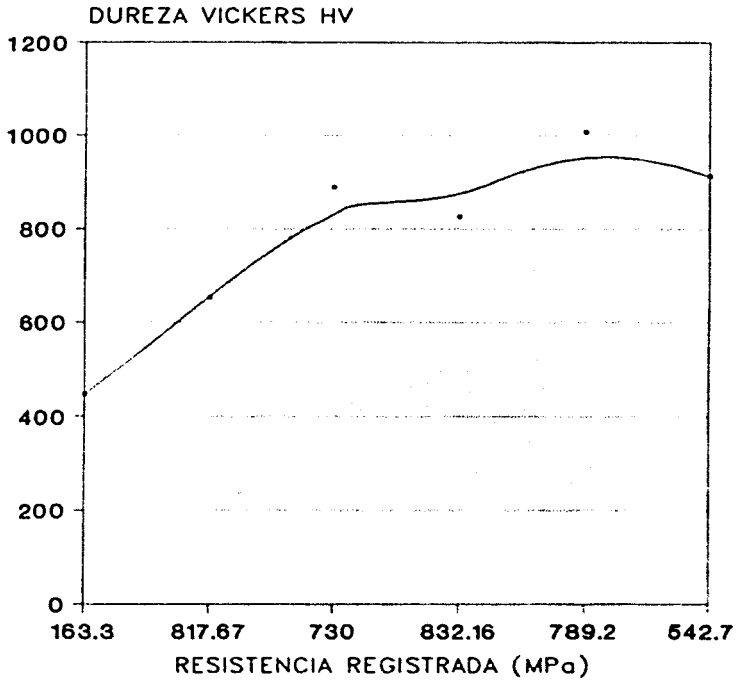


FIGURA 7.18 GRAFICA DUREZA VS TIEMPO
PARA MATERIAL OBTENIDO EN FORD MOTOR CO.



— ADI-1 - - - ADI-3

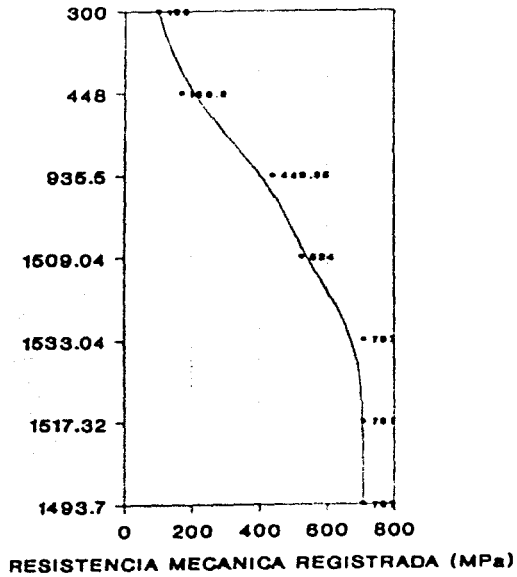
FIGURA 7.19 GRAFICA DE RESISTENCIA REGISTRADA CONTRA DUREZA
PARA MATERIAL SAE J434 GRADO 45-12 (GRADO ASTM 60-45-12)



—●— ADI-1

FIGURA 7.20 GRAFICA DE RESISTENCIA REGISTRADA VS
DUREZA PARA MATERIAL SAE J434 GRADO 4512
(GRADO ASTM 60-45-12)

DUREZA VICKERS HV



ADI 2

211

equivalencia para los diferentes tipos de dureza de la referencia 10, por el método de interpolación lineal.

El comportamiento es el esperado es decir, alta dureza implica alta resistencia y bajo porcentaje de elongación; este es el comportamiento lógico para muchas aleaciones y aceros; la diferencia en este caso consiste en el tipo de matriz final siendo esta bainítica-austenítica.

El mismo comportamiento puede observarse en la figura 7.18, las variaciones corresponden al avance de la transformación bainítica con respecto del tiempo. Al mecanismo de transformación por deformación. Podemos confirmar que al material tratado térmicamente con ADI-1 le faltó tiempo de permanencia a la temperatura de transformación isotérmica.

Podemos confirmar el siguiente comportamiento en este tipo de materiales (ver sección 6.5) :

Temperatura de transformación isotérmica.		Tiempo de permanencia a la T.T.I.
Alta →	→	→ Menor
Baja →	→	→ Mayor

Es decir, si logramos alto porcentaje de transformación bainítica la dureza será alta y obviamente reduciremos el porcentaje de austenita residual y la ductilidad.

Los valores de resistencia Brinell reportados en la literatura se toman de piezas y partes reales, para control de calidad, esta forma de tomar la dureza proporciona valores más exactos al tener en cuenta la superficie ocupada por los nódulos de grafito las figuras 7.19 y 7.20 muestran los resultados de resistencia mecánica registrada contra dureza registrada para ambos tipos de tratamientos térmicos (SAE J434 D4512, ADI-1 y ADI-3), solo se comprueba el hecho normal de a mayor resistencia mayor dureza.

7.5 Serie de micrografías representativas del avance de la reacción bainítica

Los resultados de las pruebas mecánicas deben estar relacionados estrechamente con las fases presentes de los materiales. El objetivo de este trabajo es determinar los parámetros óptimos para el tratamiento de austemple del hierro dúctil con el fin de obtener la matriz bainítica-austenítica; obviamente esto requiere un estudio estadístico, más material para experimentación y el conocimiento de la teoría moderna para

este tipo de tratamiento (ver referencia 1), no obstante los resultados registrados en este trabajo deben ser congruentes con la microestructura final y es el principal objetivo que nos motivó a realizar una serie de micrografías, de las cuales se muestran las más representativas. Se confirma que para este tipo de tratamiento las estructuras finales son las siguientes :

- Carbono en forma de grafito.
- Austenita residual.
- Bainita.

Pueden presentarse formaciones de carburo o martensita según sea el tipo de ADI comercial. (ADI-1).

Compararemos las micrografías con las obtenidas de los trabajos de la compañía Europea Sulzer que se encuentra en Suiza y reporta un tratamiento térmico similar para materiales de hierro dúctil al cual le denomina GGG-100 austemplado. La micrografía 9 muestra en forma clara la matriz bainítica y zonas blancas de austenita residual que corresponde al 35%. La micrografía 9 sirve para comparar en forma cualitativa el porcentaje de austenita retenida en nuestras micrografías.

Haremos énfasis en el tamaño de las formaciones bainíticas, tamaños relativos de largo y ancho de las agujas

bainíticas y zonas de austenita residual, la fotografía 9 muestra el nódulo de tipo ASTM I, con amplificación a 500 X, para mayores detalles consulte la referencia 13.

Todas las fotografías fueron tomadas de piezas cortadas, montadas en baquelita, sometidas a desbaste grueso, pulidas en lija hasta llegar a lona y paño con Alúmina de 0.01 μm y atacadas con Nital al 2%. Se uso microscopio metalúrgico óptico.

La siguiente secuencia de micrografías representa el cambio en la microestructura de los materiales utilizados en este trabajo de tesis las amplificaciones usadas son a 300 X y a 600 X.

La fotografía 1 muestra la microestructura del material de llegada (as cast) para el hierro dúctil SAE J434 D4512 (Mincer) a 300 X, se observa la matriz ferrítica, los nódulos de grafito ASTM I y II y los límites de grano.

La fotografía 2 muestra la matriz bainítica acicular (las agujas de bainita son pequeñas) así como las zonas de austenita residual. Esta matriz corresponde al material SAE J434 D4512, tratado térmicamente por ADI-1 a 225^oC durante 60 min. todas las piezas con este tipo de tratamiento son similares.

Las fotografías 3,4 y 5 presentan diferentes zonas del material SAE J434 tratado térmicamente con ADI-3 a la temperatura de 325^oC durante 20 min. de permanencia a dicha

temperatura. Se notan las grandes agujas de bainita, así como el denso entrecruzamiento de las formaciones bainíticas (note el tamaño relativo de ancho y largo de las agujas de bainita)

Observe el tamaño de las zonas blancas de austenita residual y compárelas con las zonas blancas de la fotografía 9.

La fotografía 6 corresponde al material SAE J434, después de permanecer 30 min a la temperatura de transformación isotérmica a la temperatura de 325°C , las zonas de austenita residual son menores si las comparamos con las fotografías anteriores.

Las fotografías 7 y 8 corresponden al material SAE J434 tratado térmicamente con ADI-3 a la temperatura de 325°C durante 60 min, también presenta zonas de austenita pequeñas, compárela con la fotografía 9.

Las zonas de austenita residual de las fotografías mostradas, si se comparan con la fotografía 9 justifican el comportamiento del material, que tiene alta resistencia, alta dureza y bajo % de elongación, tanto para material tratado térmicamente por ADI-1 y ADI-3, por presentar alto porcentaje de transformación bainítica manifestado por pequeñas zonas de austenita residual. Ciertamente no podemos obtener el porcentaje en forma cuantitativa de la austenita retenida pero si podemos asegurar que es menor al 35% comparado con la fotografía 9.

Podemos asegurar que también es consecuencia del tipo de matriz de partida, en este caso perlita fina obtenida por el tratamiento de normalizado.

Las siguiente secuencia de fotografías corresponde a la compañía Ford Motor, tratado térmicamente por ADI-3.

La fotografía 10 muestra la microestructura de llegada para el material Ford, se aprecia la zona de perlita, ferrita, límites de grano, y nódulos tipo ASTM I y II.

La fotografía 11 muestra el material Ford, tratado térmicamente con ADI-3, muestra la formación típica de bainita y zonas pequeñas de austenita residual. Note la diferencia con la fotografía 9, la temperatura de transformación es de 325°C y el tiempo de permanencia es de 10 min.

La fotografía 12 es similar a la fotografía 11, en cuanto a las formaciones bainíticas, las zonas de austenita residual son más pequeñas. El tiempo de transformación fue de 20 min. a la temperatura de 325°C .

La fotografía 13 no muestra diferencia apreciable con respecto a la fotografía 12. La pieza fue tratada durante 30 min. a la temperatura de 325°C . Lo mismo ocurre con las piezas tratadas a 45 y 60 minutos a dicha temperatura.

El material Ford tratado térmicamente por ADI-1, presenta formaciones típicas de bainita acicular y formaciones de lo que se cree puede ser grafito. No se presenta ninguna fotografía de estas piezas.

Las fotografías 14 y 15 presentan la comprobación de los conceptos expresados en los capítulos anteriores, que sostienen que el tratamiento de austemple tiene mayor porcentaje de transformación bainítica si partimos de una matriz perlítica (podemos asegurar que es mayor al 65% reportado en la fotografía 9).

La fotografía 14 muestra el material de hierro dúctil ASTM 80-55-06, con matriz ferrítica-perlítica (ver figura 7.4) de llegada (as cast).

La fotografía 15 muestra el impresionante cambio en la microestructura al someter al material al tratamiento térmico de ADI-3 con temperatura de transformación isotérmica de 325°C durante 60 min. Note el tamaño de las agujas de bainita y las pequeñas zonas de austenita residual compárelas con el resto de las fotografías.

FOTO 1
SAE J434 D45-12
(MINCER)
SIN TRATAMIENTO
TERMICO

AMPLIFICACION 300X



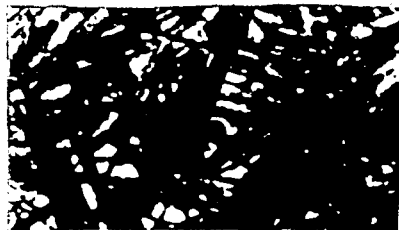
FOTO 2
SAE J434 D45-12
(MINCER)

ADI-1
TTI = 225 C
tTI = 60 min
AMPLIFICACION 600X



FOTO 3
SAE J434 D45-12
(MINCER)

ADI-3
TTI = 325 C
tTI = 60 min
AMPLIFICACION 600X



REFERENCIA 7

FOTO 4
ADI-3
T₁ = 225 °C
t₁ = 20 min
AMPLIFICACION 600X



FOTO 5
SAE J434 D45-12
(MINIFER)
ADI-3
T₁ = 325 °C
t₁ = 20 min
AMPLIFICACION 600X

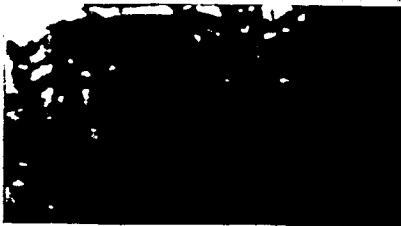


FOTO 6
SAE J434 D45-12
(MINIFER)
ADI-3
T₁ = 325 °C
t₁ = 20 min
AMPLIFICACION 600X
REFERENCIA 7

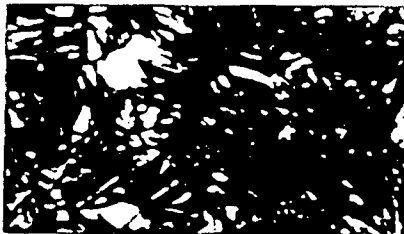


FOTO 7

SAE 434 D45-12

MINGER)

ADI-3

TTI = 325 C

CTI = 60 min

AMPLIFICACION 300X

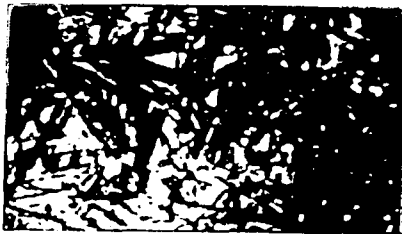


FOTO 8

SAE 434 D45-12

MINGER)

ADI-3

TTI = 325 C

CTI = 60 min

AMPLIFICACION 600X

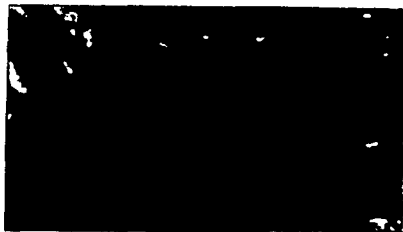


FOTO 9

MATERIAL AUSTENITICO

BAINITICO SULZER

GGG-100

ADI-3

TTI = 300 - 400 C

CTI = 60 min

AMPLIFICACION 500X

REFERENCIA 7

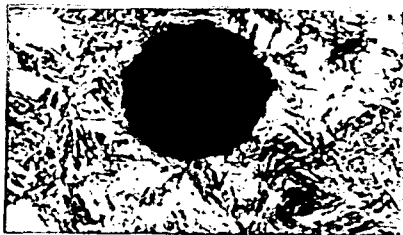


FOTO 10
FORD SIN
TRATAMIENTO
TERMICO
AMPLIFICACION 300X



FOTO 11
FORD
ADI-3
TTI = 325 C
 t_{TI} = 10 min
AMPLIFICACION 600X

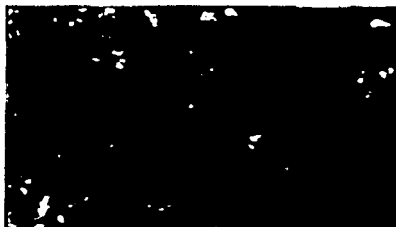


FOTO 12
FORD
ADI-3
TTI = 325 C
 t_{TI} = 20 min
AMPLIFICACION 600X



REFERENCIA 7

FIG. 13

FOR:

ADP:

TEMP. 125 °C

TIME 30 min

AMPLIFICATION 500x

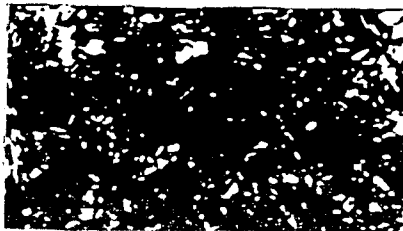


FIG. 14

MATERIAL: ASTM

5705-06

TEMP. 125 °C

TIME 30 min

AMPLIFICATION 500x

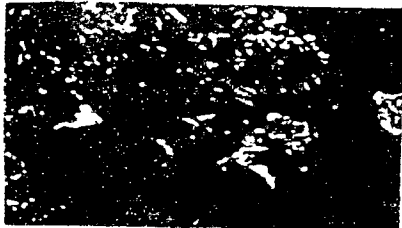


FIG. 15

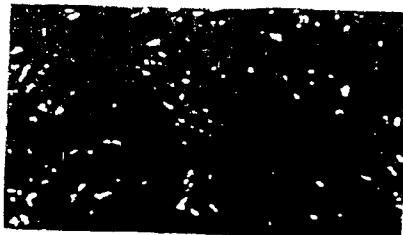
ASTM 50-55-06

ADP:

TEMP. 125 °C

TIME 30 min

AMPLIFICATION 500x



REFERENCIA 7

7.6 Discusión de resultados y conclusiones finales.

Las limitaciones de la cantidad de material y recursos técnicos no evitan tener el conocimiento de la respuesta de los materiales utilizados al tratamiento térmico aplicado, en este caso austemple (austempering). Obtuvimos materiales de hierro dúctil con matriz bainítica-austenítica, a partir de un material normalizado; este hecho confirma que el material presente :

- Alta resistencia mecánica registrada.
- Bajo % de elongación registrado.
- Bajo % de austenita residual.
(comparándolo con un patrón industrial real, ref. 13)
- Las agujas de bainita son considerablemente más grandes tanto en agrupamientos, mayor entrecruzamiento. con respecto a materiales tratados en similares condiciones, como muestra la fotografía 9 del material Sulzer GGG-100.

La serie de micrografías demuestran el alto porcentaje de transformación bainítica; podemos afirmar que los materiales respondieron como se indica en el capítulo seis, atendiendo especialmente la figura 6.14.

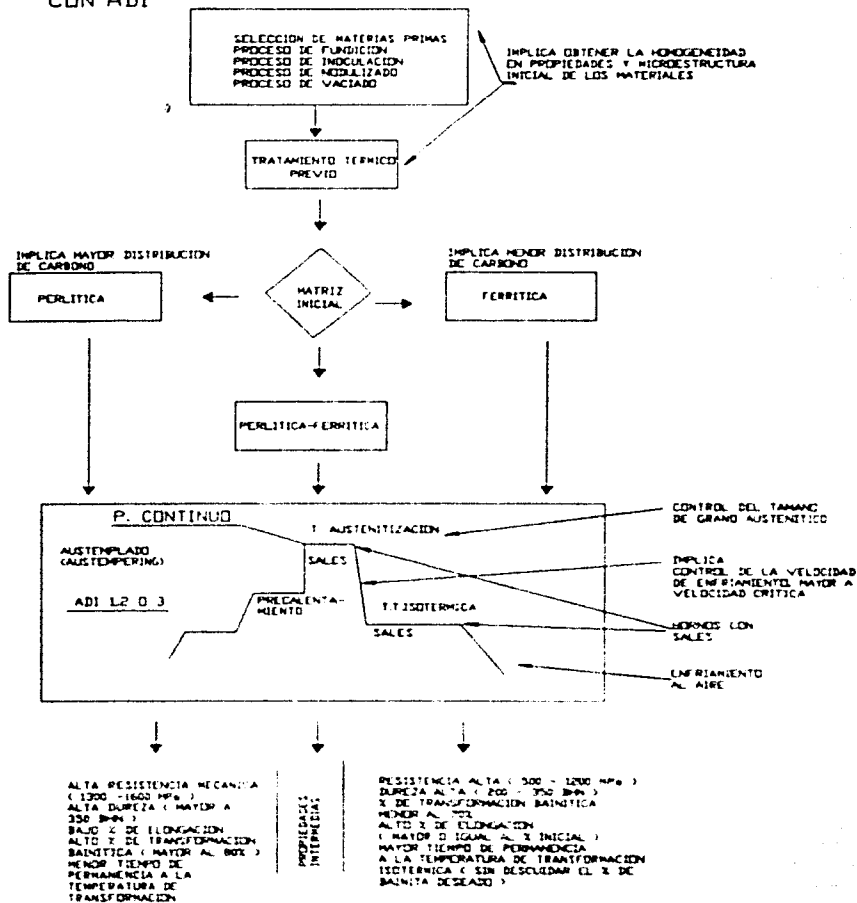
El comportamiento registrado en las figuras de los apartados 7.3 y 7.4 corresponden a porcentajes altos de transformación bainítica que pueden conforme a la figura 6.7, colocarse en la zona de tiempos desfavorables, para esto nos basamos en que los espesores de transformación son pequeños (12.5 mm para el material SAE J434 y el ASTM 80-55-06, además de 15 mm para el material Ford), así como mayor rapidez de avance (cinética de la transformación bainítica) por tener matriz perlítica de partida, como lo confirman las fotografías 14 y 15. Basados en estos resultados podemos afirmar que los materiales tratados térmicamente tienen las propiedades mecánicas y físicas de los materiales ADI de alta resistencia (1300-1600 MPa), registrados en la literatura metalúrgica.

Lograr estas características en los materiales tratados por ADI-3 no quita el mérito a operaciones previas al tratamiento térmico como son la selección de materias primas, técnicas de fundición, inoculación, nodulizado y vaciado, así como el conocimiento teórico y práctico del tratamiento térmico a modo de adaptarlo en un proceso de producción continua (como en Europa, ver referencias 13 y 14).

Para futuros trabajos prácticos queda por confirmar el comportamiento de hierro nodular con matriz ferrítica (hierro nodular ferrítico), y de hierro nodular con porcentajes

DIAGRAMA 7D

RESUMEN DE LAS PROPIEDADES A OBTENER EN MATERIALES DE HIERRO DUCTIL TRATADOS CON ADI



diferentes de matriz ferrítica-perlítica, y en casos particulares con ciertos elementos de aleación.

Presentamos el diagrama 7.D que resume la secuencia de tratamiento térmico de austemple y las propiedades mecánicas esperadas (ver diagrama 7.D).

Los parámetros para un material en especial de hierro dúctil (1993) se deben determinar por prueba y error debido a las limitaciones tecnológicas de la industria mexicana y registrar dichos resultados en gráficas de alguna propiedad específica (por ejemplo resistencia mecánica), contra otro parámetro importante en el tratamiento térmico de ADI (por ejemplo el diámetro medio del grano austenítico, velocidad de enfriamiento, tiempo de permanencia a la T.T.I etc.), con el fin de poder establecer la secuencia adecuada para obtener las propiedades especificadas por algún cliente, o para poder justificar el cambio de un material de acero por un material del tipo ADI como se muestra en el apéndice B.

El conocimiento completo en la respuesta de materiales de hierro nodular al tratamiento térmico de austempering por el proceso de prueba y error; pensamos, se tiene bien determinado por las grandes compañías metalúrgicas Europeas como lo demuestran las referencias 1, 3, 11, 12, 13 y 14.

Los parámetros sobre los que más se tiene cuidado son :

I.- Control del tamaño de grano austenítico.

II.-Porcentaje de transformación bainítica relacionandolo con el grosor de la sección, la temperatura y tiempo de transformación.

Lograr el control de las variables anteriores y obtener buenos resultados implica la implementación de técnicas avanzadas así como gente que conozca a fondo los procesos metalúrgicos; aparentemente puede ser caro pero los resultados industriales mostrados en el apéndice B, han justificado que este material se considere ya como un material de ingeniería por que sustituye piezas forjadas y aceros fundidos.

Apéndice A

Sales para tratamiento térmico

El tratamiento térmico se realizó en la compañía Especialidades Térmicas S.A. cuenta con las instalaciones apropiadas para realizar cualquier tipo de tratamiento térmico comercial. Podemos establecer que puede realizar la secuencia básica de equipo como muestra la figura APA1.

Las combinaciones comerciales se basan en porcentajes en peso, de diferentes sales, como son : Nitrato de Sodio, Cloruro de Sodio, Cloruro de Potasio, Cloruro de Bario etc., como se muestra en las tablas APA1 y APA2, para mayor información puede consultarse la obra Metals Handbook.

Con autorización del Ing. Mario Mendez V. Gerente Gral. de la compañía Especialidades Térmicas, S.A. anexamos la siguiente información comercial y técnica de las sales utilizadas en el tratamiento térmico realizado el 3 de Abril de 1993.

La información que anexamos puede ampliarse si se comunican directamente a la compañía; tanto en sus aspectos técnicos y comerciales, la información consta de seis páginas que corresponden a su folleto comercial.

TABLA PARA COMPOSICIÓN Y TEMPERATURA DE OPERACIÓN DE BANDOS DE SALES		REFERENCIA 10		
CLASE	MOIST.	NaCl	TEMPERATURA DE OPERACIÓN	TEMPERATURA DE HUNDOS
1	3-20	50-55	150-170	715 C
2	20-30	45-50	150-170	705 C
3	30-40	40-50	150-170	695 C
4	40-50	35-40	150-170	685 C
4A	50-60	25-30	150-170	675 C

TABLA DE CONDICIONES Y TEMPERATURAS DE TRATAMIENTO TÉRMICO PARA BANDOS DE SALES CON SALES

CLASE	MOIST.	NaCl	Na ₂ SO ₄	TEMPERATURA DE OPERACIÓN	INTERVALO DE OPERACIÓN RECOMENDADO
1-6	98 MIN 92 %			480 570	1000-1100 950-1050

BANDOS DE SALES DE ALTA TEMPERATURA

15-25	45-55	480	510-760
25-35	50-60	475	530-815
35-45	55-65	500	675-925
45-55	60-70	675	730-900
55-65	65-75	700	760-925
65-75	70-80	760	815-1070

BANDOS DE SALES DE TEMPERATURA MEDIA

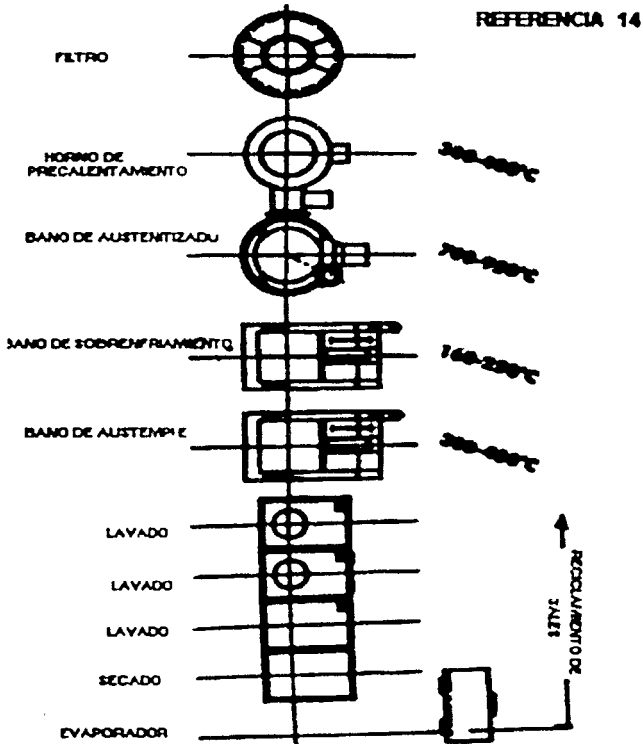
40-50	50-60	140	165-650
50-60	60-70	225	260-590
60-70	70-80	370	400-590

BANDOS DE SALES DE BAJA TEMPERATURA

140	165-650
225	260-590
370	400-590

A3
230

FIGURA AP B1 INSTALACION BASICA PARA TRATAMIENTO TERMICO DE AUSTEMPLE





ESPECIALIDADES TERMICAS, S.A.

FUNDIDORES No 18
FRACC INDUSTRIAL XHALA, CUAUTITLAN IZCALLI, EDO. MEXICO
TELS 872-85-20 872-02-55 872-01-66
CODIGO POSTAL 54800

ESPECIALIDADES TERMICAS, S.A. tiene el agrado de ofrecer a usted las sales y productos para tratamientos termicos HEF DO BRASIL INDL LTDA . Dicha empresa es subsidiaria de la compa \tilde{n} ia "Hydromecanique et Frottement" ubicada en St. Etienne , Francia.

El presente folleto tiene como proposito describir de manera genérica las características principales de los productos que "Especialidades Térmicas, S.A." tiene a su disposicion , en materia de:

- CARBURIZADO
- ENFRIAMIENTO Y REVENIDO
- SALES NEUTRAS
- PAVONADO



ESPECIALIDADES TERMICAS. S.A.

FUNDIDORES No 18
FRACC INDUSTRIAL XHALA, CUAUTITLAN IZCALLI, EDO MEXICO
TELS 872 85 20 872 02 55 872 01 66
CODIGO POSTAL 54800

SALES PARA CARBURIZADO

Estabilidad, buena fluidez y mejores tiempos de carburizado son las características más importantes de estas sales a base de cianuro. Capas uniformes son producidas rápida y económicamente.

PRODUCTOS	PUNTO DE FUSION	RANGO DE TRABAJO
CARBON HS-12	570 C	650 - 960 C
CARBON HS-40	600 C	650 - 960 C
CARBON HS-55	600 C	650 - 960 C
CARBON IS-20	570 C	625 - 950 C
CARBON IS-40	550 C	625 - 950 C
CARBON IS-60	550 C	625 - 950 C
CARBON MS-10	600 C	650 - 950 C
CARBON MS-60	600 C	650 - 950 C

CARBON HS : Estas sales para carburizado son muy estables y adecuadas para producir capas profundas en tiempos cortos de tratamiento.

CARBON HS-12 :- Esta diseñado para el arranque de baños.

CARBON HS-40 :- Se agrega para mantener el contenido de cianuro

CARBON HS-55 :- Es usado para mantener baños que tienen poco arrastre de sales.

CARBON IS : Presenta excelente fluidez y es soluble en agua, estas sales son las más adecuadas para procesos de carbonitruración.

CARBON IS-20 :- Esta diseñado para el arranque de baños.

CARBON IS-40 y IS-60 :- Se utilizan para mantener el contenido de cianuro dependiendo del arrastre que tenga el baño.

CARBON MS : Estas sales son adecuadas para conseguir capas profundas hasta 1.5 mm. con un contenido de carbon alrededor de 0.8 %, dando muy buenas características. Son estables y de buena fluidez.

CARBON MS-10 :- Esta diseñado para el arranque en baños.

CARBON MS-60 :- Mantiene el contenido de cianuro y reemplaza las sales que son arrastradas por las piezas.



ESPECIALIDADES TERMICAS, S.A.

FUNDADORES No 18
FRACC. INDUSTRIAL XHALA, CUAUTITLAN IZCALLI, EDO MEXICO
TELS. 872-85-20 872-02-55 872-01-66
CODIGO POSTAL 54800

SALES PARA ENFRIAMIENTO Y REVENIDO

Estas sales son formuladas para usarse como medio de enfriamiento y revenido, tienen alta transferencia de calor, fluidez y estabilidad termica.

PRODUCTOS	PUNTO DE FUSION	RANGO DE TRABAJO
DRAW LM-280	135 C	155 - 590 C
DRAW MM-350	180 C	200 - 590 C
DRAW HM-430	220 C	240 - 590 C
DRAW TS-855	450 C	500 - 850 C
DRAW TS RECTIFIER	500 C	500 - 850 C

DRAW LM-280 .- Es una sal de muy bajo punto de fusion y alto rango de trabajo, se utiliza para todo tipo de tratamientos isotermicos y operaciones de revenido. Es una mezcla eutectica de nitratos y nitritos que tienen el más bajo punto de fusión.

DRAW MM-350 .- Es una sal a base de nitratos y nitritos con punto de fusión y rango de trabajo para ser utilizado principalmente en los procesos de martempering y austempering.

DRAW HM-430 .- Similar a la sal MM-350 es utilizable para procesos de rango de temperatura mas alto.

DRAW TS-855 .- Es una sal formulada a base de cloruros que es utilizada en el precalentamiento, enfriamiento y revenido de aceros de herramientas y de alta velocidad.



ESPECIALIDADES TERMICAS, S.A.

FUNDIDORES No. 18
FRACC. INDUSTRIAL XHALA, CUAJUTILAN IZCALLI, EDO. MEXICO
TELS. 872-85 20 872-02-55 872-01-66
CODIGO POSTAL 54800

DRAW TS-RECTIFIER :- Esta especialmente formulada para reponer la sal que es arrastrada por las piezas y mantiene el contenido de bario en los baños donde es utilizada la sal Draw Ts-855. Durante la operación de estos baños el contenido de bario aumenta, ocasionando que se eleve el punto de fusión de estas sales, así como su capacidad térmica. Las adiciones de sal Draw Ts-Rectifier mejora considerablemente la estabilidad y reduce el desgaste por arrastre.

SALES NEUTRAS

Son formuladas con mezclas balanceadas de cloruros para producir un medio neutral en procesos de temple, recocido, normalizado o precalentado en operaciones de tratamiento térmico. Pueden ser formuladas con o sin adiciones de rectificadores y desoxidantes.

PRODUCTOS	PUNTO DE FUSION	RANGO DE TRABAJO
NEUTRAL 1000 R	550 C	590 - 930 C
NEUTRAL 1170 R	630 C	700 - 1040 C
NEUTRAL 1450 R	790 C	830 - 1150 C
NEUTRAL 1750 R	950 C	1040 - 1320 C

NEUTRAL 1000 R :- Son sales neutrales diseñadas para usarse como medio de calentamiento en el endurecido de aceros al carbon o de baja aleación. Son solubles en agua, no son higroscópicas y tienen buena fluidez.

NEUTRAL 1170 R :- Tiene rectificadores y está diseñado para precalentar aceros de grado herramienta.

NEUTRAL 1450 R :- Es similar a la sal 1170 R pero puede utilizarse en rangos mayores de temperatura.

NEUTRAL 1750 R :- Es utilizada para el endurecido de aceros rápidos e inoxidables. Rectificadores y desoxidantes son adicionados a esta sal para mantener su neutralidad bajo nivel de contaminación metálica.



ESPECIALIDADES TERMICAS, S.A.

FUNDIDORES No. 18
FRACC. INDUSTRIAL XHALA, CUAUTITLAN IZCALLI, EDO MEXICO
TELS. 872-85-20 872-02-55 872-01-66
CODIGO POSTAL 54800

SALES PARA PAVONADO

Estas sales a base de hidróxidos producen un fino acabado en el pavonado de piezas de acero donde se utilizan rangos de temperatura de 135 a 140 C.

BLACK 80 .- Fué especialmente formulada para la industria militar. Da un agradable aspecto a las piezas, y mayor resistencia a la corrosión.



ESPECIALIDADES TERMICAS, S.A.

FUNDADORES No. 18
 FRACC. INDUSTRIAL XHALA, CUAJUTILAN IZCALLI, EDO MEXICO
 TELS. 872-85-20 872-02-55 872-01-66
 CODIGO POSTAL 54800

Lista de precios de Sales Importadas de :

HEF DO BRASIL INDL LTDA

20 DE ENERO DE 1993

PROCESO	PRODUCTO	PRESENTACION	PRECIO U.S.D./Kg.
Carburizado:	Carbón HS 12	Tambor 80 Kg.	1.86
	Carbón HS 40	Tambor 80 Kg.	2.67
	Carbón HS 55	Tambor 80 Kg.	3.14
Carbonitrurado:	Carbón LS 20	Tambor 62.5 Kg.	1.50
	Carbón LS 40	Tambor 62.5 Kg.	2.00
	Carbón LS 60	Tambor 62.5 Kg.	2.49
Cementado Profundo:	Carbon MS 10	Tambor 62.5Kg.	1.70
	Carbón MS 60	Tambor 62.5 Kg.	3.00
Sales para Martemple y Revenido:	Draw LM 280	Saco 25 Kg.	2.09
	Draw MM 350	Saco 25 Kg.	1.70
	Draw TS 850	Tambor 50 Kg.	1.60
	Draw TSREC	Tambor 50 Kg.	1.60
Sales Neutrales:	Neutral 1000 R	Saco 25 Kg.	1.70
	Neutral 1170 R	Saco 25 Kg.	1.87
	Neutral 1450 R	Saco 25 Kg.	2.17
	Neutral 1750 R	Saco 25 Kg.	2.63
Sal Para Pavonado Con Norma Militar:	Black 80	Tambor 50 Kg.	1.55
Sur Sulf			
Sal para Nitrurado No Contaminante:	CR 2	Tambor 50 Kg.	14.00
	CR 4	Tambor 50 Kg.	13.00

Nota : Estos precios se convertirán en pesos al momento de su facturación

Apéndice B

Aplicaciones reales y actuales de sustitución de aceros por hierro dúctil bainítico - austenítico

La producción mundial de hierro dúctil ha sido reactivada a partir de 1982, gracias a los avances en cuanto a técnicas de control e instrumentación, técnicas de simulación por elemento finito, mejores técnicas y compuestos inoculantes. También por sus aspectos de fluidez, alta resistencia, ductilidad etc., como se ha descrito en capítulos anteriores.

La producción Norte Americana de hierro dúctil en la última década (1980 - 1990) puede verse en la figura A-C1. y la producción mundial tiene el mismo comportamiento.

Las consecuencias de la información son claras en cuanto a los siguientes aspectos :

- Sustitución de materiales por criterio de peso y costo.
- Por sustitución de múltiples materiales.
- Por rediseño de piezas en maquinaria.

Los siguientes ejemplos ilustrarán los criterios anteriores.

Ejemplo 1 : Sustitución de material en un engrane.

Característica	Anterior	Actual.
Peso (Kg)	42	33
Material	GGG-80	ADI-1200
Dureza HB	255	375

Este ejemplo ilustra claramente como un aumento de resistencia disminuye el peso, de la maquinaria donde se integra esta pieza mecánica. (Ver figura Apen C3)

Ejemplo 2 : Sustitución de material en un engrane helicoidal.

Característica	Anterior	Actual.
Peso (Kg)	49	39
Material	42CrMo4	ADI-1200
Resistencia		
A la Tensión (MPa)	min. 800	min. 1200

B2

239

Esfuerzo de			
Cedencia	(MPa)	min. 550	min. 850
Elongación (%)		min. 13	min. 4
Dureza superficial HRC		50-55	35-38

Comentarios Idem ejemplo 1.

Ejemplo 3 : Engrane con flecha y accesorios.

Característica	Anterior	Actual
Peso (Kg)	31	27.5
No. Partes		
Principales	3	2
Material		
- Flecha principal	42CrMo4	ADI-1050
Levas	58CrV4	ADI-1050
Engrane	16MnCR5	ADI-1050
(Resistencia última de las tres piezas es de 1000 MPa.)		
Dureza superficial HRC	58-62	55-60

Comentarios : Este es un ejemplo de sustitución de material y rediseño de partes mecánicas, que disminuye el costo de la pieza total.

B3

240

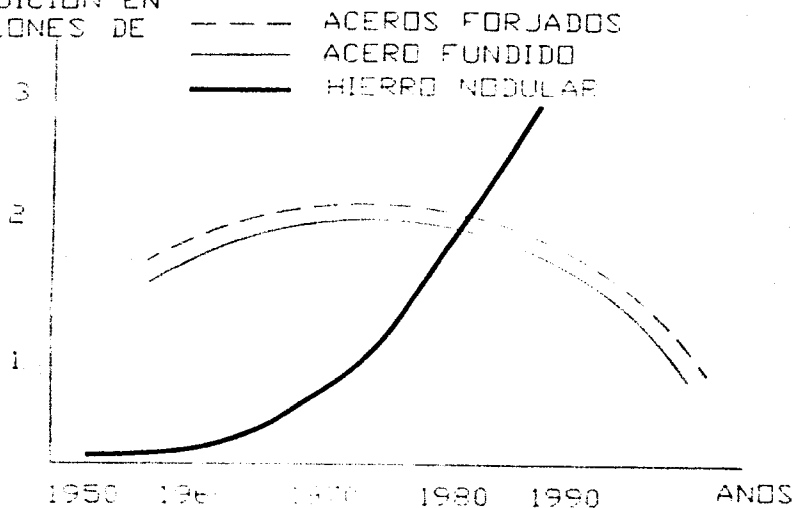
Ejemplo 4 : Segmento de engranes.

Característica	Anterior	Actual
Peso (Kg)	11.5	9
No. Partes		
Principales	27	1
Material		
- Cuerpo	GGG 70	ADI-1050
Engrane	16MnCR5	ADI-1050
Dureza superficial HRc	58-62	55-60

Comentarios : Este ejemplo es una aplicación típica de sustitución de materiales, rediseño de la pieza y técnica de fundición apropiada; así como, el ahorro en tiempos de mantenimiento de la maquinaria donde se acopla esta pieza.

FIGURA APBI

PRODUCCION DE
FUNDICION EN
MILLONES DE
TON.



PRODUCCION DE HIERRO DUCTIL, ACEROS FUNDIDOS
Y ACEROS FORJADOS

REFERENCIA 14

B5
242

PROPIEDADES MECANICAS
 MEDIDAS EN LA PIEZA : ESFUERZO DE PRUEBA (PP 02)+742 MPa
 RESISTENCIA A LA TENSION: +1056 MPa
 ELONGACION : 6,5%
 ENERGIA DE IMPACTO : 14
 DUREZA BRINELL : 326

FIGURA APB3 LLAVE
 PARA TUERCAS PARA
 MAQUINARIA DIESEL
 MEDIDA DE LONGITUD
 500-100 HIERRO SUAVIL
 BAINITICO-AUSTENITICO
 PESA DE 2,9 A 3,10
 ESTE MATERIAL SUSTITUIRE
 ACERO FORJADO
 34CrNiMo6 CON RESISTENCIA
 A LA TENSION 980 MPa
 PRODUCCION DE ESTA PIEZA
 REDUCIR AL 50% EL PRECIO



FIGURA APB3 DADO PARA TUERCA MUELLO
 SULZER PARA MAQUINARIA DIESEL DE
 DE HIERRO SUAVIL BAINITICO-AUSTENITICO
 500-100 CON PISO DE 150 MM
 PREVIAMENTE SE FABRICABA CON ACERO
 34CrNiMo6 PRODUCIR ESTA PIEZA REDUCIR
 SU PRECIO EN 50%



FIGURA APB4 SUJETADOR
 DE GANCHO MEDIO DE HIERRO
 SUAVIL SULZER 500-100
 BAINITICO-AUSTENITICO MED
 500 g



REFERENCIA 13

FIGURA APB6 PROPIEDADES MECANICAS
MEDIDAS INTEGRAMENTE EN LAS PIEZAS
DE PRUEBA

RP02% = 785-819MPa

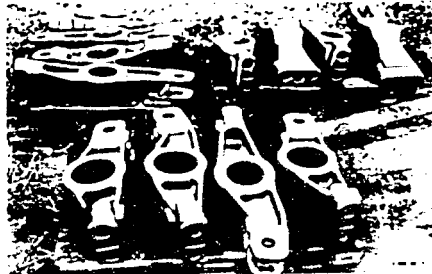
RESISTENCIA A LA TENSION RM=1038-1101 MPA

ELONGACION = 7%

ENERGIA DE IMPACTO EN J

DUREZA BRINELL = 319

PIEZA PARA GRUA DE TREN HECHA DE HIERRO DUCTIL
SULZER GGG-100 BAINITICO AUSTENITICO



APB7 ESTADORES HECHOS DE HIERRO DUCTIL
SULZER GGG-100 BAINITICO AUSTENITICO PESO
110 Kg CADA UNO

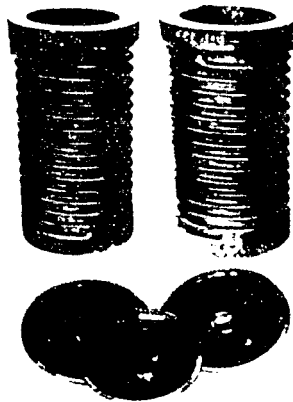


FIGURA APB8 MAGUINADO
FINAL PARA ENGRANES DE
HIERRO DUCTIL SULZER
GGG-100 BAINITICO AUSTENITICO
PARA MAGUINARIA DIESEL LOS ESFUERZOS
DE SUPERFICIE DE HERTZ TOLERABLES SON
DE 480 A 630 MPa ESFUERZO A LA
RAIZ DEL DIENTE MAXIMO ES DE 300 A
250 MPa PROPIEDADES MECANICAS EN LA
ZONA DEL DIENTE

RP02% = 995-1031 MPa

RM = 964-1003 MPa

ELONGACION = 5.8-6.2%

DUREZA BRINELL = 325

REFERENCIA 13

APENDICE C

AVANCES RECIENTES EN EL DESARROLLO DEL AUSTEMPERING DE HIERRO NODULAR.

Recientes descubrimientos en la metalurgia del hierro nodular, muestran avances en la maleabilidad y la ductilidad

La maleabilidad y ductilidad de los hierros son utilizadas en condiciones de altos esfuerzos en la industria automotriz. Algunas ventajas de este material es su bajo costo combinado con sus propiedades mecánicas, las cuales cumplen o exceden los requerimientos asignados

Una limitación de los hierros nodulares, sin embargo las temperaturas que se deben alcanzar para cambiar su microestructura y obtener las propiedades mecánicas deseadas. La combinación de los tratamientos térmicos y el maquinado hace costosa la manufactura de piezas

Los recientes avances en los procesos de metalurgia por polvos, muestran una alta resistencia del material y una alta densidad en el proceso, cumpliendo o excediendo las propiedades mecánicas

Antecedentes

Las fundiciones de hierro gris, hierro maleable y de hierro ductil, son usadas en la industria automotriz, la fundición de hierro gris tiene una morfología acicular de hojuelas de grafito resultando las propiedades mecánicas, con un esfuerzo a la tensión de 345 MPa, (50,000 Psi), con una elongación a la tensión menor del 2%. Algunas aplicaciones de la fundición del hierro gris incluyen bloques de cilindros, placas del clutch, el cuerpo de la bomba de aceite, etc

La maleabilidad y la ductilidad en los hierros fundidos nodulares, tienen una apropiada respuesta en las propiedades mecánicas comparado con el hierro gris, con un máximo esfuerzo a la tensión aproximadamente de 1035 MPa. El ciclo de tratamientos térmicos para mejorar la maleabilidad de los hierros fundidos consiste en calentar la fundición blanca a 925 °C, (1700 °F) por más de 20 horas y un enfriamiento rápido a 760 °C, posteriormente se enfría a temperatura ambiente. Ductil o nodular la fundición de hierro contiene un alto grado de carbono y silicio y son tratados con un agente nodulizante, para proporcionar las condiciones de esferoidización del grafito. Los procesos de fundición necesitan un forjado adicional al tratamiento térmico

La ductilidad y la maleabilidad pueden ser mejorada por tratamiento térmico en un cierto rango de esfuerzos. La figura 1a muestra la relación de esfuerzo de cedencia, el esfuerzo último a la tensión y la elongación para fundiciones de hierro ductil. Esto produce una alta ductilidad, con el esfuerzo de cedencia de 550-690 MPa (80,000 a 100,000 Psi), la elongación decrece un 5%, algo similar ocurre con las fundiciones de hierro maleables, de esta forma las fundiciones de hierro maleable y ductil son usadas ante requerimientos de altos esfuerzos, llegando a tener una elongación menor al 5%, en un rango generalmente de 2% a 3%. El módulo de elasticidad de este material se encuentra entre los rangos de 159-186 GPa (23 a 27 x 10⁶ Psi)

El tratamiento térmico de austemple fue aplicado en las fundiciones de hierro gris para estudiar los efectos del tratamiento térmico en la tenacidad de la matriz en el comportamiento mecánico de la fractura. La adición de cobre fue aplicada para incrementar la dureza del material. Respecto a la fundición fue austenitizada a 900 °C por 1.5 hrs. O austemplantada a 300 °C por 3 hrs. O 360 °C por 2 hrs. De esta forma se obtuvo la diferente morfología de la matriz, llamada baja ausferrita o alta ausferrita. Una mezcla de estructura ausferrítica fue también alcanzada por el austemple a 360 °C por 8 min, seguido por 300 °C por 172 min. El resultado mostrado en la tenacidad de fractura, de la fundición de hierro gris fundido fue el que un tratamiento térmico incremento de 12.3 MPa. A 16.0, 23.8, 26.1 Mpa, respectivamente

1 Introducción

Las fundiciones de hierro gris son muy usadas, con una producción anual de miles de toneladas. Esto es gracias a su maleabilidad y bajo costo. La microestructura de la fundición de hierro gris esta hecha de carbono

en forma de hojuelas de grafito. Las hojuelas de grafito se forman durante la solidificación y básicamente esto controla las propiedades mecánicas de la fundición de hierro gris. Para altos esfuerzos el hierro fundido la aleación juega un importante papel en el tipo de estructura de la matriz, además es necesario para refinar las hojuelas de grafito por inoculación. Dentro de la norma ASTM A-48, las clases ordinarias de hierro gris 20 y 30, tienen un esfuerzo a la tensión mínimo de 138 MPa / 240 MPa (20 Ksi / 30 Ksi), La dureza Brinell de 110 - 140 / 140 - 200 BHN, y la estructura de la matriz de ferrita/ferrita + perlita. Para los hierros grises 40/50 con una dureza de 200 - 260 BHN, la matriz es necesariamente perlítica para una alta resistencia del hierro gris.

En el comportamiento a la fatiga fue también encontrado un mejoramiento al límite de endurecimiento del hierro perlítico de 131 - 162 MPa (19.0-23.5 Ksi) incrementado a 170 - 178 MPa (24.6-25.8 Ksi) para el hierro acicular.

Por lo tanto esta es la propuesta de investigación para estudiar el efecto del tratamiento térmico de austemple en la tenacidad de fractura de las fundiciones de hierro gris y comparar esto con el estado de fundición.

Los resultados de los esfuerzos de varias investigaciones en el desarrollo de los hierros dúctiles incluyen el desarrollo de diferentes micro estructuras, perlita, austenita, martensita y bainita. Por supuesto, la bainita dúctil del hierro con unos altos esfuerzos y tenacidad tuvieron una nueva dirección para entrar en la familia de hierros dúctiles. La morfología de la bainita y las técnicas de producir bainita en los hierros dúctiles, relación de las propiedades de la estructura, etc. tienden a ser estudiadas en los años recientes. Una matriz bainítica en el hierro dúctil se puede obtener de dos formas:

1. Por inclusión en la aleación
2. Por austemple

La formación de carburos en el austemple del hierro dúctil, se consigue con una duración apropiada de la estancia a la temperatura adecuada esto es esencial para la formación de una buena esferoidización de grafito.

Esta investigación revela que el templado es esencial en la solidificación, para eliminar defectos por envejecimiento y realizar fundiciones sanas.

El crecimiento de nódulos en el hierro tratado con Mg y el austemple del hierro dúctil.

El crecimiento de nódulos del hierro por el tratamiento con Mg, se consigue por la difusión de los átomos de carbono a través de la austenita. Por el contrario, algunos sugieren que los nódulos de grafito crecen cuando hay contacto con el líquido, este argumento se basó en la premisa del crecimiento de una fase dentro de una fundición isotérmica, esta determinada por el mecanismo por el cual se incrementa la velocidad de enfriamiento de esta fase o del grano eutéctico y fue referida a los resultados obtenidos, los cuales mostraron que la difusión de carbono dentro de la fase líquida fue al menos 20 veces más rápida en la fase austenítica. Varias teorías se adelantaron a mostrar la razón por que el crecimiento del grafito lleva a nódulos.

1. El crecimiento del grafito en forma de nódulos es porque se ofrece una mejora para la austenita.
2. El enfriamiento de la fundición debido al tratamiento con Mg causa la formación e incrementos de nódulos.
3. El incremento en la tensión superficial de las fundiciones de hierro por el tratamiento con Mg promueve la nodulización.

La resistencia al desgaste del hierro dúctil austemplado.

En general las fundiciones de hierro, siempre se han conocido por ser fuertes, duras y resistentes al desgaste. Esto es muy usado para las máquinas herramientas y de características de alta resistencia al desgaste. Se han desarrollado aleaciones de hierro con molibdeno y níquel, en los últimos trabajos se han reportado valores aceptables de dureza y una buena resistencia a la abrasión puede ser obtenida, por lo que coincidimos en que

esto y adicionando algunos elementos puede tener una significativa influencia en la resistencia al desgaste. El estudio del comportamiento al desgaste de los hierros dúctiles está afectado por la estructura de la matriz dominante

Datos relevantes de esta investigación

El hierro dúctil tiene el gran potencial de sustituir otros materiales en la ingeniería. Los requerimientos concernientes a seguridad y rehabilitación son siempre en el sentido del incremento y por lo tanto, la resistencia al desgaste es crucial

Preparación de la muestra

La composición de algunas premezclas fue escogida para comparar la ductilidad y la maleabilidad de los hierros fundidos. La composición de las muestras fue producida en una planta industrial, el proceso de la premezcla con un lubricante de 0.6 w/o. La composición se muestra en la tabla 1. Los especímenes fueron compactados a una presión de 415 a 690 MPa (30 a 50 Ksi), con un precalentamiento de 138 °C, la temperatura de la matriz fundida a 150 °C. La densidad de la compresibilidad del sinterizado, las propiedades del esfuerzo por ruptura transversal, el impacto y la tensión fueron evaluadas. Las propiedades mecánicas de los especímenes de prueba fueron preparadas desde la perlitá maleable de los hierros fundidos via forjado a un espécimen de tensión 505. Durante la investigación, la dureza y el esfuerzo de los especímenes de las fundiciones, fueron por debajo de los mínimos y adicionalmente fueron tratadas algunas muestras térmicamente. El tratamiento térmico de las fundiciones de hierros consta de un austenitizado a 954 °C, durante una hora, enfriamiento en aceite y un revenido a una temperatura de 677 °C durante una hora.

2. Procedimiento del experimento

2.1. Material de fundición y espécimen de prueba

En este experimento, a la fundición de hierro gris se le debe adicionar 0.3% de inoculante (75% de ferrosilicio). El uso de inoculantes reduce los carburos cuando ocurre la solidificación. La inoculación también promueve la grafitación, o provee la nucleación para la precipitación de grafitos y la formación de hojuelas de grafitos durante la solidificación. La aleación con el cobre fue adicionada para incrementar la dureza por tratamientos térmicos de austemple. La composición química dio por resultado lo siguiente:

Tabla 1. Composición química del espécimen de hierro fundido

C	Si	Mn	P	S	Cu	Fe
3.78	2.07	0.38	0.025	0.024	0.40	Bal.

Los especímenes para ensayos de tensión - compresión (CT) fueron cortados y maquinados de las placas de fundición. El espesor de los especímenes CT es de 25mm, en el acabado superficial después del tratamiento térmico, con todas las dimensiones conforme a ASTM E399, para pruebas de tenacidad de fractura.

2.2. Tratamiento térmico de austempleado

Los especímenes fueron austenitizados a 900 °C por 1.5 Hrs. y después se le da un baño de sales de 300 a 360 °C, por dos a tres horas, se deja enfriar a temperatura ambiente. El siguiente paso fue un tratamiento térmico a 360 °C por 8 min. y posteriormente, seguido de un austemple a 300 °C por 172 min.

2.3. Pruebas mecánicas

Las pruebas de tenacidad de fractura se realizaron usando el equipo pruebas (modelo MTS) de acuerdo con ASTM E399. La prueba de dureza Brinell fue realizada con una carga de 500 Kgs. Tres valores de tenacidad

de fractura y cinco de dureza fueron tomados y el promedio representa los especímenes de cada tratamiento térmico.

2.4. Análisis de la microestructura.

Las muestras metalográficas fueron analizadas a partir de los especímenes CT, mediante una microscopía y fractografía. Los microscopios mostraron una significativa concentración de austenita.

3.1 Microestructura

La microestructura del hierro gris es mostrada, todas las hojuelas de grafito son burdas. Esto da como resultado un esfuerzo bajo de 137 MPa (19.9 Ksi). Por otra parte, la matriz de la aleación fue aproximadamente 50% ferrita y 50% perlita. El bajo porcentaje de dureza de la aleación fue logrado gracias a la adición de cobre.

3.2 Propiedades relacionadas con la estructura

La aleación mostrada tiene una baja dureza, 152 BHN y un valor de 123 MPa \sqrt{m} . Estas propiedades corresponden con los datos de otra investigación. Una pequeña adición de cobre en la aleación parece no afectar las propiedades del todo, a pesar del hecho de que esto promueve la formación de perlita. Después del austemple, la dureza y la tenacidad de fractur fueron incrementadas sustancialmente.

Procedimiento del experimento

Los materiales usados son fundiciones de hierro gris (GI) y hierro nodular (NI) con la siguiente composición (wt %):

TABLA 2 COMPOSICION DE FUNDICION DE HIERRO GRIS (GI) Y NODULAR (NI)

	C	Si	Mn	Mg	S	P	Fe
GI	2.92	1.58	1.04		0.036	0.057	Sobrantes
NI	3.40	3.09	0.53	0.035	0.030	0.037	Sobrantes

Ambos GI y NI fueron recocidos a 740 °C, 12 hrs. Y transformando a matriz ferrítica. Entonces algunos de los NI fueron calentados a 900 °C, 50 seg. Y templado nuevamente, para formar una óptima microestructura. Todos los especímenes fueron cortados para ver la microestructura. La muestra tiene un radio 0.2 y una profundidad de 0.5 mm esta fue cortada a la mitad. Después de esto se observó la morfología y se fotografió.

El rol del grafito en el hierro fundido

Convencionalmente, G en la fundición de hierro es tomando huecos los cuales cortan la matriz, teniendo un área que decrece y trayendo concentración de esfuerzos locales.

Procedimiento del experimento

4 Resultados

La compresibilidad de los cuatro materiales. Los esfuerzos de cedencia y de tensión de las muestras son presentados en la figura 2. La maleabilidad de los hierros fundidos fue evaluada para condiciones de la perlita maleable mas el tratamiento térmico. Las especificaciones para estas fundiciones de hierros, con un mínimo de esfuerzo a la cedencia de 550 MPa. Y un mínimo de esfuerzo a la tensión de 690 MPa. La dureza es aproximadamente de 20 HRC, con un tratamiento térmico la dureza aumenta aproximadamente a 28 HRC, los datos indicados en la figura 5 indican que los materiales de metalurgia en polvos elegidos tuvieron igual o mejor resistencia a la tensión. Los tratamientos térmicos elevan el esfuerzo a la cedencia de 690 MPa. Y el

esfuerzo de tensión a 890 MPa. El sinterizado exhibe un bajo esfuerzo ala tensión comparada con el de los tratamientos térmicos en los hierros fundidos.

5. Conclusiones

Se concluye que el tratamiento térmico de austemple aplicado al hierro gris mejora la tenacidad de fractura, de este material que era quebradizo y comparados con la matriz ferrita-perlita de la fundición, se concluye:

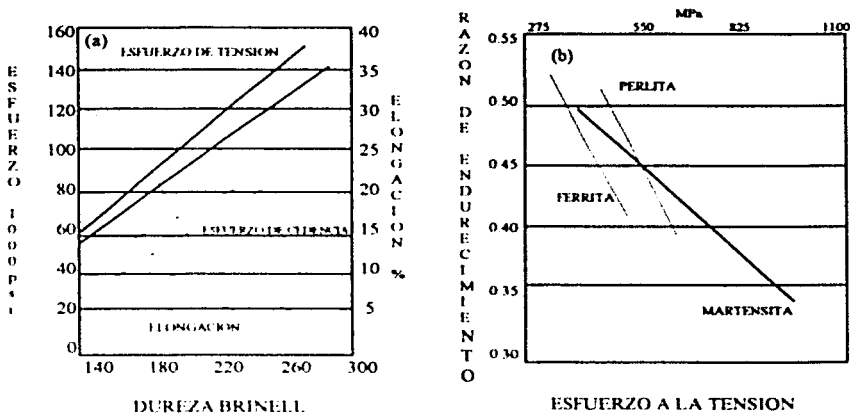


FIGURA 1 PROPIEDADES DE DUCTILIDAD DE LOS HIERROS DUCTILES, (a) ESFUERZO Y DEFORMACION CONTRA DUREZA Y (b) PROPIEDADES DE FATIGA

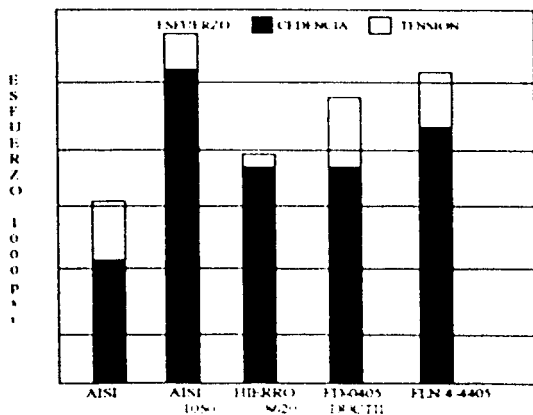


FIGURA 2 ESFUERZO COMPARATIVO DEL MATERIAL

Bibliografia :

- 1) G.I. Rees and H.K.D. Bhadeshia.
Nov. 1992. Bainite transformation kinetics
Part 1 and Part 2.
Cambridge, U.K. Materials Science and Technology

- 2) G.F. Vander Voort.
1991. Atlas of Time - Temperature diagrams
for Irons and Steels Materials Data Series
U.S.A. ASM International the Materials Information
Society.

- 3) Revista Colada.
Febrero de 1972. The Ductil Iron Process.
Surce Book on Ductil Iron.
Cast Metal Handbook.

- 4) Anil Kumar Sihna
1991. Ferrous Physical Metalurgy.
U.S.A. Butterworths.

- 5) American Society For Metals
1978 Metals Handbook.
Vol. 1 Ninth Edition U.S.A. Ohio.

- 6) American Society For Metals
1978 Metals Handbook
Vol 4 Ninth Edition U.S.A. Ohio.
- 7) Realizada por los tesistas.
- 8) American Society For Metals
1978 Metals Handbook
Vol 2 Eighth Edition U.S.A. Ohio.
- 9) American Society For Metals
1978 Metals Handbook
Vol 8 Eighth Edition U.S.A. Ohio.
- 10) Avner, S.
1985. Introducción a la Metalúrgia Física.
México. McGraw Hill.
- 11) P.A. Blackmore and R.A. Harding.
Dec. 1984. The Effects of Metallurgical Variables
on the Properties of Austempered Ductil Irons.
U.S.A. Journal Heat Treating Vol 3 No. 4.

- 12) R. C. Voigt and C. R. Loper jr.
Dec. 1984. Austempered Ductil Iron Process, Control
and Quality Assurance.
U.S.A. Journal Heat Treating Vol 3 No. 4.
- 13) G.Barbezat, H. Mayer
1986. Bainitic-Austenitic Cast Irons with Spheroidal
Grafite-Engineering Materials for Needs of Today and
Tomorrow.
Switzerland. Sulzer Thecnical Review Num. 2 Semestral.
- 14) DR. Yvan Houbaert Irmen.
Junio de 1992. I Curso Internacional de Materiales,
Módulo 2 - Metales y Cerámicos-Tema : Hierro Nodular
con Matriz Bainítica.
México. U.N.A.M y Universidad de Gante, Bélgica.
- 15) M. Grech J. M. Young
May. 1990. Effec of Austenitising
Temperature on Tensile
Properties of Cu-Ni Austempered
Ductil Iron.
U.S.A Materials Science and Technology Vol 6

16) John D. Verhoeven

1988. Fundamentals of Physical Metallurgy

U.S.A. John Wiley and Sons Inc.

17) J. M. Shissler and J. Savana

Dec. 1985 The Effect of Segregation on the
Formation of Austempered Ductile

Iron.

Journal Heat Treating.

Vol. 4 No. 2