



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA



**EXAMENES PROFESIONALES
FAC. DE QUIMICA**

AUSTEMPERING DEL HIERRO NOBULAR

TRABAJO MONOGRAFICO DE ACTUALIZACION

Qué para obtener el Título de:
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P r e s e n t a:

JOSE PABLO GORDILLO CASTRO

México D. F.

1989

**TESIS CON
FALLA DE ORDEN**



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

INDICE

I. Introducción	1
II. Tratamientos Térmicos	6
Alivio de tensiones	7
Trat. term. para aumento de tenacidad	8
Recocido	9
Recocido subcrítico	10
Recocido hipercrítico	10
Trat. term. para aumentar la resistencia	11
Normalizado	11
Normalizado en dos pasos	12
Temple y revenido	13
Endurecimiento superficial	17
III. Elementos de aleación	19
Carbono	19
Silicio	20
Manganeso	21
Cobre	22
Niquel	23
Molibdeno	25
Efectos de la composición y el tamaño de sección	26
Comparación de los elementos aleantes	29

IV. Austempering	33
Temperatura y tiempo de austenización	39
Tiempo de austenización	40
Tiempo y temperatura de austempering	43
V. Conclusiones	53
Producción del A.D.I.	53
Tipos y aplicaciones del A.D.I.	57
Engranés	59
Cigüeñales	61
Componentes de ferrocarril	62
Comentarios	64
FIGURAS (del No. 1 a la 37)	66
VI. Bibliografía	103

AUSTEMPERING DEL HIERRO NODULAR

Capitulo I : Introducci3n

El hierro gráfitico esferoidal, o mejor conocido como hierro dúctil o nodular es una aleaci3n de Fe-C-Si en esencia aunque contiene algunas pequeas cantidades de otros elementos aleantes. En este hierro dúctil el carbono que est3 en alto contenido esta presente en formas compuestas y esferoidal (1), lo cual se debe principalmente al magnesio y cerio. El hierro dúctil puede tratarse térmicamente para mejorar sus propiedades. Uno de los tratamientos térmicos, o mejor dicho, isotérmicos, utilizados para mejorar sus propiedades es el Austempering (tambi3n conocido como austemple o bainitizaci3n). A trav3s de este tratamiento podemos lograr una estructura bainitica, obteniendo así muy buenas propiedades físicas, principalmente características mecánicas comparables, y en algunos casos, superiores a las de los aceros a un menor costo de producci3n.

Debido a la gran importancia e interes que est3 presentando el hierro dúctil tratado térmicamente y

especialmente el hierro dúctil austemperizado (austempered ductil iron ó ADI) en los países desarrollados, desplazando a muchos otros hierros y aceros en numerosas aplicaciones ingenieriles, es interesante que se haga este estudio, ya que nuestro país puede beneficiarse del uso y desarrollo del ADI.

El ADI presenta muchos beneficios que nos obligan a pensar en él como un material realmente digno de explotación, tanto técnica como económicamente.

El término ADI describe a una familia de materiales de fundición ferrosa cuyas propiedades mecánicas pueden variarse a lo largo de un gran rango por medio de la elección correcta de variables de composición química y tratamientos térmicos.

El ADI es una nueva familia de materiales que aún no se producen en México. Es un excelente material con el cual la industria metal-mecánica puede reducir costos y mejorar el rendimiento funcional de sus productos. Estas reducciones en costos y mejoras con respecto a la manufactura de piezas de acero forjado y fundido se dan de la siguiente manera:

- a) Buena maquinabilidad antes del tratamiento térmico resultando en menos desgaste de las

herramientas de corte y mayor productividad en el taller de maquinado.

b) Un ciclo de tratamiento térmico mas corto y sencillo y distorsión reducida comparado con las prácticas de endurecimiento de aceros cementados, nitrurados, etc..

c) Ahorros de hasta un 50% en la energía utilizada para producir piezas forjadas.

d) Un ahorro de 10% en peso comparado con aceros forjados.

e) Reducción en el ruido y vibración, esto debido al efecto del grafito en su capacidad de amortiguado.

f) Una excelente resistencia al desgaste, particularmente bajo condiciones de mala lubricación (2).

g) Reducción en el rechupe comparado con el acero fundido, en virtud de la expansion volumétrica causada por la grafitización (3).

Como propiedades mecánicas el ADI ofrece: a) El doble de la resistencia de los hierros dúctiles convencionales (una resistencia mayor a la de los aceros) ; b) Una ductilidad y tenacidad excepcionales (hasta dos veces la tenacidad del hierro dúctil convencional) ; c) Excelentes resistencias al desgaste y a la fatiga ; d) Buena resistencia a la fractura y ; e) La habilidad para el endurecimiento por trabajo.

El ADI reemplaza al acero forjado. Además, proporciona mejores propiedades mecánicas y una reducción de 10% en peso con respecto al acero forjado, lo cual permite mayor flexibilidad de diseño. La reducción de costos de una pieza de ADI comparada con el acero forjado es de 20-50%.

El ADI tiene aplicaciones en una variedad muy amplia de piezas, algunas de estas son:

cigüeñales, arboles de levas, ejes impulsores, acopladores, guías, carcazas, bloques de fricción, ruedas y ejes para el metro y para los ferrocarriles, rodillos, navajas y escarificadores, arados de vertedera, y engranes.

Algunas de las industrias beneficiadas con el desarrollo del ADI son la automotriz, la agrícola, la de engranes, la de bombas , la de compresores, la de turbomaquinaria y la de maquinaria pesada.

La combinación de excelentes propiedades mecánicas y bajo costo de producción dan al ADI una mezcla de alto rendimiento funcional y flexibilidad de diseño, aumentando la competitividad de los productos que utilicen este material.

El objetivo del presente trabajo es actualizar y resumir la información técnica y científica sobre el austempering del hierro dúctil. Se pretende establecer cuales son los efectos de los elementos aleantes sobre el tratamiento isotérmico y las propiedades mecánicas que resultan, los factores que afectan el tratamiento de austempering, y los aspectos económicos involucrados. También se hace una comparación del hierro dúctil austemperizado con el hierro grafitico laminar o gris y aceros, para así, poder formar un juicio basado en referencias ya muy conocidas y estudiadas.

Capitulo II : Tratamientos Térmicos

Hoy en día la mayoría del hierro gris y una gran cantidad del hierro dúctil se utiliza en forma de producto final sin tratamiento térmico alguno (4). Aun así, hay una cantidad substancial de hierro colado que si está sujeto a un proceso de tratamiento térmico y esto se hace por una variedad de razones:

- a) Para disminuir las tensiones residuales.
- b) Para reducir la dureza, lo cual a su vez mejora la maquinabilidad y facilita el trabajado en frío.
- c) Para producir una microestructura deseada.
- d) Para obtener propiedades mecánicas o físicas deseadas.
- e) Para endurecer la pieza completa y cambiar las propiedades mecánicas.
- f) Para incrementar la dureza superficial.

Existen varios procesos de tratamientos térmicos para hierros dúctiles (4.5). A continuación se presentan los tratamientos térmicos mas usuales para la fundición de hierro dúctil con excepción del austempering, ya que trataremos a este proceso en detalle mas adelante.

a) Alivio de tensiones

Las piezas de hierro nodular rara vez necesitan un tratamiento de alivio de tensiones. El diagrama de tensión-deformación de los hierros grises no tiene un rango puramente elástico. Debido a esto, piezas de hierros grises se deforman plasticamente a traves de un largo periodo de tiempo. La deformación de hierros dúctiles hasta niveles normales de tensión es elástico y la deformación elástica es un proceso instantáneo. Las piezas de hierro dúctil mantendran sus dimensiones por un tiempo infinitamente largo. Aun así, si una porción significativa de la pieza es removida por un proceso de maquinado, lo cual altera la distribución de tensiones, la pieza se deformará.

El alivio de tensiones se recomienda solo en el caso anterior y solo para piezas que requieren de unas dimensiones precisas después del maquinado.

El tratamiento de alivio de tensiones consiste en calentar la pieza a 593°C (1100°F), y permitir un tiempo de permanencia de dos horas, enfriamiento en el horno a una velocidad de 56°C (100°F) por hora hasta alcanzar los 340°C (650°F) y luego dejar la pieza enfriar a temperatura ambiente. Se debe hacer notar que el calentar toda la pieza a la temperatura deseada es un proceso que toma tiempo; entre más grande sea la sección, más largo será el tiempo. Debido a esta razón, en este y todos los demás tratamientos térmicos en hornos, una hora adicional de permanencia debe añadirse por cada pulgada de sección (4.6).

b) Tratamiento térmico para aumentar la tenacidad

El propósito de estos tratamientos es producir una matriz ferrítica y libre de carburos. De esta manera se obtiene una ductilidad máxima. La perlita se descompone si mantenemos la pieza a una temperatura cercana a, pero por debajo de la transformación ferrita-austenita, generalmente a 700°C (1300°F). Si grandes cantidades de carburos están presentes en la estructura de la pieza, no se descompondrán lo suficientemente rápido a esta temperatura y la pieza se

debera calentar y mantenerse a temperaturas mas elevadas. La temperatura que logra la descomposición de los carburos pero no permite distorsión de la pieza y oxidación superficial es de 900°C (1650°F).

Entre mas bajo sea el contenido de elementos estabilizadores de perlita (Mn,Cu,Sn,etc.), mas rápida es la descomposicion perlítica (6).

c) Recocido

El recocido es necesario para las piezas de hierro dúctil compuestas en su gran mayoría por carburos. Debe mantenerse la pieza a una temperatura de 900°C (1650°F) durante dos horas mas una hora adicional por cada pulgada de sección. Se enfria luego a 700°C (1300°F) y se mantiene ahí durante cinco horas. Si este enfriamiento es rápido, debe sumarse una hora por pulgada de sección. Debe enfriarse a una velocidad máxima de 110°C (200°F) por hora hasta alcanzar los 480°C (900°F), y finalmente se deja enfriar a temperatura ambiente. Ajustes a estos tiempos pueden ser necesarios dependiendo de la composición química.

Este tratamiento de dos pasos puede reemplazarse por una temperatura alta seguida de un enfriamiento lento hasta 540°C (1000°F). La velocidad de enfriamiento depende

principalmente de los contenidos de Si, Mn, y de Ni si está presente. El silicio aumenta la velocidad máxima de enfriamiento permitida, mientras los otros dos elementos la disminuyen. Una combinación de 0.1 % Mn y 2.5 % Si permite una velocidad de enfriamiento de 55°C (100°F) por hora, mientras la presencia de 0.5 % Mn y 0.5 % Ni con la misma cantidad de silicio reduce la velocidad máxima de enfriamiento a 14°C (25°F) por hora (4,6).

d) Recocido subcrítico

Este tratamiento ferritizante puede usarse en hierros dúctiles libres de carburos. Se calienta la pieza a 700°C (1300°F) y se mantiene durante cinco horas mas una hora por cada pulgada de sección. Se enfria a una velocidad de 110°C (200°F) por hora hasta llegar a los 480°C (900°F) y se deja la pieza enfriar a temperatura ambiente (6).

e) Recocido hipercrítico

Este recocido es casi idéntico al recocido convencional excepto por su baja temperatura en la segunda etapa. Se aplica a piezas delgadas (tales como tubos) con hornos en los cuales se pueden llevar a cabo cambios rápidos de temperatura.

La primera etapa, o austenización y descomposición de carburos, es seguida de enfriamiento rapido a 83-100°C (150-200°F) por debajo de la temperatura crítica inferior, y luego se calienta rapidamente a 28-42°C (50-75°F) por debajo de la misma temperatura. De esta manera se reduce el tiempo de permanencia considerablemente. Después de mantener esta temperatura la velocidad de enfriamiento debe ser de 110°C (200°F) por hora hasta llegar a los 480°C (900°F) y finalmente dejarse enfriar al aire (6).

f) Tratamiento térmico para aumentar la resistencia

El propósito de los tratamientos térmicos para aumentar la resistencia es el de llevar el valor de la resistencia a la tensión a mas de 100,000 psi y el esfuerzo en el punto de cedencia a mas de 80,000 psi a través de una transformación de la matriz a perlita, bainita (acicular) o martensita revenida. La elongacion se reduce entre 1 y 4 % (46).

g) Normalizado

El normalizado nos da como resultado una matriz perlítica. Si existe un alto contenido de carburos se debe

calentar la pieza a 900°C (1650°F). Si este no es el caso, se debe calentar a 80°C (150°F) arriba de la temperatura crítica, mantenerla durante una hora y una hora adicional por pulgada de sección. Como paso final se saca la pieza del horno y se deja enfriar en aire hasta temperatura ambiente.

Para producir una matriz totalmente perlítica, las piezas con una sección de una pulgada o mas podrán requerir de un enfriamiento mas rápido, especialmente si el contenido de silicio es mayor a 2.4 %. Este enfriamiento rápido puede lograrse con aire soplado o con agua atomizada.

La gran mayoría de los hierros dúctiles destinados a ser normalizados se alean con cobre hasta en un 1.5 % o con estaño hasta 0.075 % para promover una matriz completamente perlítica. El espesor de la sección es directamente proporcional a la cantidad de aleante necesario. Los valores de resistencia y dureza aumentan un poco mas si el elemento aleante es cobre (4.5.6).

h) Normalizado en dos pasos

El enfriamiento relativamente rápido después de la austenización a una alta temperatura aumenta el contenido de carbono en la austenita y la estabiliza. A través de este mecanismo la resistencia y la dureza aumentan. Cuando un

pequeño decremento en la resistencia y dureza son menos críticos que un aumento significativo en ductilidad y tenacidad, el normalizado de dos pasos es el indicado.

El primer paso, la austenización, se lleva a cabo entre 900 y 925°C (1650-1700°F) para homogenizar la composición química. Después de un tiempo de permanencia de dos a cinco horas las piezas se enfrían de 10 a 25°C (20-50°F) por encima de la temperatura crítica superior y se mantienen ahí durante dos horas. El tratamiento concluye con un enfriamiento de la pieza a temperatura ambiente.

El hierro dúctil normalizado en dos pasos comparado con el hierro de normalizado sencillo tiene un menor límite elástico y menor dureza. La pérdida en la resistencia en el punto de cedencia es casi nula (aproximadamente 1 %) mientras que la dureza disminuye hasta un 10 %. Por otra parte, la elongación aumenta en un 50 % y la resistencia al impacto aumenta entre 1 1/2 y 2 1/2 veces más que una pieza normalizada por el método tradicional ya mencionado (6).

i) Temple y revenido

El propósito principal de este tratamiento doble es el aumentar la resistencia en el límite elástico a 90,000-100,000 psi. La resistencia a la tensión aumenta mientras

que la elongación disminuye de una manera inversamente proporcional. La dureza varia dependiendo de la temperatura a la que se haga el revenido (4.5.6.7).

El calentamiento antes de el temple es idéntico al ya descrito en el proceso de normalizado. Después de transcurrir el tiempo de permanencia a la temperatura indicada, la pieza es rapidamente transferida al medio de temple, el cual en la mayoría de los casos, es aceite, dado que un medio mas severo como el agua produce agrietamiento en la pieza. Es muy importante que el medio de temple se mantenga a una temperatura bien por debajo de la temperatura Ms. Para hierros dúctiles no aleados una temperatura máxima de 97°C (175°F) debajo de la temperatura Ms es suficiente y puede lograrse utilizando un gran volumen de aceite o recirculandolo y enfriandolo. La pieza debe permanecer en el baño hasta que su temperatura no sea mayor a 150°C (300°F) (6).

La matriz de un hierro dúctil templado es martensítica. El espesor de la capa martensítica depende de la templabilidad o de la velocidad mínima de enfriamiento que es adecuada para prevenir el comienzo de la transformacion perlítica. La templabilidad del hierro dúctil puede aumentarse aleandolo con Ni, Mo, o ambos (4.5.6.7).

Cuando piezas grandes requieren de elementos aleantes costosos además de un tratamiento térmico costoso, el temple y revenido es mucho menos atractivo que el normalizado. La resistencia ligeramente superior que puede obtenerse rara vez justifica el incremento en costos y el siempre presente peligro del agrietamiento (6). El temple en aceite de piezas de hierro dúctil de sección grande requiere de cuidado debido a una razón adicional. Algo de la matriz resultante puede ser ferrita en lugar de martensita, y la ferrita en un hierro dúctil pesado y templado puede ocupar hasta un 50 % de la matriz (6,7).

Al templar aceros de alto carbono, el carbono originalmente disuelto en la austenita no tiene a donde emigrar y, a) o se mantiene en la solución, distorcionando la red cristalina, y así, formando martensita, o, b) se precipita en forma de nodulos o esferas de cementita dentro de los mismos granos de austenita, formando así perlita (5,6).

En los hierros dúctiles el carbono emigra hacia los nodulos de grafito, funcionando los nodulos como imanes, siempre y cuando el enfriamiento sea lo suficientemente lento para permitir esta migración. El templar piezas de secciones grandes (38 mm (1 1/2 in) o mayor) puede dar un enfriamiento lo suficientemente rápido para producir

martensita y también lo suficientemente lento para formar algo de ferrita antes de la transformación martensítica. Cuando algo de ferrita esta presente a la temperatura de austenización en el momento antes del temple, la cantidad de ferrita formada durante el temple es mucho mayor. Al elegir una temperatura de austenización, es preciso tener en mente que el silicio no se distribuye uniformemente en la matriz. El contenido de silicio en la ferrita puede ser hasta de 1.25 % mayor al contenido promedio de silicio en la pieza. Es esta la razón por la cual la temperatura de austenización debe de estar por lo menos 83°C (150°F) arriba de la temperatura crítica superior. Bajos contenidos promedio de silicio y una temperatura de homogenización alta minimizan el peligro de la presencia de ferrita en el hierro dúctil templado (5 E).

Los hierros dúctiles templados son muy quebradizos y rara vez se utilizan en este estado. Un segundo tratamiento térmico a baja temperatura, el revenido, se aplica para bajar la dureza y darle a la pieza algo de ductilidad y alta resistencia. La temperatura del revenido esta en el rango de 430-650°C (800-1200°F) dependiendo de la dureza y resistencia que se desee. El tiempo de permanencia a la temperatura de revenido es de dos horas mas una hora por cada pulgada de sección. Al terminar este tratamiento la pieza se deja enfriar a temperatura ambiente (4.5 E).

j) Endurecimiento superficial

Los hierros dúctiles mas apropiados para el endurecimiento superficial tienen una matriz predominantemente perlítica. Los hierros ferríticos pueden ser endurecidos superficialmente pero la estructura endurecida puede tener cantidades significativas de ferrita y la dureza puede ser menor a 49 Rc. El calentamiento puede hacerse por inducción o por medio de una flama de gas. El temple se hace generalmente en agua. La dureza superficial máxima obtenible esta entre 55 y 60 Rc (6).

El alear para el endurecimiento superficial debe de hacerse con mucho cuidado y con el conocimiento de que la profundidad de la capa endurecida no depende tanto de la templabilidad como de la penetración de calor. La capa superficial que se transforma a austenita es martensita en potencia. El alear con níquel a bajos niveles puede ser ventajoso para compensar la influencia detrimente del silicio. Un 1 % de aumento en el contenido de silicio aumenta la temperatura de transformación austenita-ferrita en 20°C (40°F). Los hierros dúctiles que contengan normalmente mas silicio que los hierros grises necesitan ser calentados a altas temperaturas para poder transformarse la austenita. En otras palabras, la profundidad de la capa que se vuelve austenítica y puede templarse para transformarse a

martensita disminuye al aumentar el contenido de silicio. El níquel baja la temperatura de transformación austenita-ferrita. Un 2 % de Ni compensa a un contenido de 1% de Si en este aspecto, ya que un hierro dúctil con un contenido de Si de 2.5 % aleado con un 0.6 % de Ni responderá al endurecimiento superficial como un hierro dúctil sin níquel y con 2.2 % de Si. La diferencia es muy marcada (4.6).

Aún así, el alear con níquel tiene sus limitaciones. Entre mayor sea el contenido de níquel, mas austenita retenida permanecerá en la zona de la superficie endurecida, disminuyendo así, la dureza de la pieza. El contenido de níquel debiera por esto, limitarse a un 1 %. Cuando se alea con níquel para lograr una capa endurecida muy profunda, se necesita llevar la pieza a una temperatura sub-cero para transformar la austenita retenida a martensita y conseguir así una dureza máxima (6).

Capitulo III : Elementos de aleación.

Los efectos de los elementos aleantes en la estructura y propiedades del A.D.I. son muy variadas. Los efectos de la composición química sobre las propiedades se han dividido en dos partes: primero, los efectos debidos a los elementos considerados como variables en la producción del hierro tales como el carbono y el silicio; y segundo, los efectos debidos al manganeso, cobre, níquel, y molibdeno los cuales son elementos que se añaden a propósito para alterar las propiedades del hierro (8.9).

* CARBONO. Los hierros dúctiles producidos comercialmente por lo general tienen contenidos de carbono que caen dentro de un rango relativamente pequeño alrededor de 3.6%. Una investigación sistemática llevada a cabo por la BCIRA ha mostrado que el incrementar el contenido de carbono de 3 a 4% resulta en una reducción progresiva de la resistencia a la tensión y de la resistencia en general después de cualquier tratamiento de austempering dado, mientras que la elongación en el punto de ruptura y la dureza casi no variaron. Estos cambios se atribuyen al incremento del volumen fraccional del grafito y consecuentemente en una reducción de la sección puramente metálica al aumentar el contenido de carbono.

* SILICIO. Los efectos de cambios en el contenido de silicio los cuales afectan la templabilidad o la habilidad para endurecerse y el contenido de carbono al equilibrio en la austenita han sido examinados con mas detalle. Al incrementar el contenido de silicio de 2.0 a 2.9%, la temperatura óptima de austemperización para resistencia máxima bajó de 325°C a 275°C, mientras que la temperatura óptima para dar ductilidad máxima aumento de 375 a 400°C.

Aparte de esto, el efecto del silicio sobre las propiedades tensiles es muy pequeño. El contenido de silicio tiene un efecto muy significativo sobre la resiliencia de los hierros dúctiles que contienen 0.6% de níquel y 0.25% de molibdeno, austemperizado durante 3 horas a 325°C. Como se puede observar en la figura 9, el desplazamiento de la grieta (Δc) y su valor equivalente en resistencia a la fractura (K_{IC}) se incrementó en un 23% y 12% respectivamente al elevar el contenido de silicio de 2.6 a 3.0% (8, 10). Se ha sugerido que este incremento en la resistencia a la fractura se debe a mayores proporciones de austenita retenida en la estructura despues del tratamiento de austempering.

La resistencia al impacto de los hierros dúctiles bainíticos aumenta en forma directamente proporcional al aumento de contenido de silicio (8, 11). Debe hacerse notar que este efecto es el opuesto de el que se da en los hierros

dúctiles perlíticos normalizados y colados. El incrementar el contenido de silicio de 1.87 a 2.4% también reduce la temperatura de transición de impacto de los hierros bainíticos de aproximadamente -10 a -50°C ⁽¹⁰⁾. Podría por lo tanto anticiparse que incrementos en el contenido de silicio también resultaría en una superación de las propiedades de fatiga de los hierros dúctiles austemperizados, aunque hasta el momento no existen datos disponibles que relacionen la resistencia a la fatiga con el contenido de silicio ⁽⁸⁾.

* MANGANESO. Los efectos del contenido de manganeso sobre las propiedades tensiles de hierros austemperizados durante una hora en el rango de 300 a 400°C también están ya establecidos. Se ha demostrado que la resistencia a la tensión y la resistencia en el punto de cedencia 0.2% disminuían progresivamente a todas las temperaturas de austemperizado al incrementar el contenido de manganeso más allá de un 0.25% . Con contenidos de manganeso de aproximadamente 0.9% , la ductilidad se mantiene siempre dentro del rango de $1-3\%$ de elongación, aun después de un tratamiento de austemperizado a altas temperaturas (ver fig.10) ^(8, 11).

Los valores de dureza no son afectados por cambios en el contenido de manganeso, sino que se reducen al aumentar la temperatura del tratamiento de austemperizing ^(11, 12). En

los hierros dúctiles austemperizados a una temperatura de 280°C, el incrementar el contenido de manganeso de 0.07 a 0.74% resulta en una reducción de la resistencia al impacto de 54% (13).

Incrementos en el contenido de manganeso resultan en heterogeneidades estructurales debidos a la segregación durante la solidificación, y pueden tambien promover la formación de carburos eutécticos intercelulares durante la solidificación, aunque estos generalmente se disuelven durante el tratamiento de austempering. Con el alto grado de segregación que puede darse en hierros con alto contenido de manganeso, la austenita intercelular será estable a lo largo del rango normal de temperaturas del tratamiento de austempering y tendrá una temperatura M_s de alrededor de 150°C (14). Por lo tanto, al enfriar al aire despues del tratamiento isotérmico, la gran mayoría de la austenita intercelular retenida se transformará a martensita. Estos efectos llevan a la reducción en ductilidad y resistencia al impacto ya mencionados, y también se esperaría que redujeran las resistencias a la fractura y a la fatiga de los hierros dúctiles bainíticos (15).

*COBRE. Las adiciones de cobre hasta un 1.5% tienen un efecto ligero en la resistencia a la tensión y dureza para hierros dúctiles austemperizados a temperaturas entre 300 y

400°C (ver fig.11) (8.12). A temperaturas de austempering de 350°C y menores, la ductilidad (elongación al momento de la fractura) aumenta progresivamente al aumentar el contenido de cobre, pero a temperaturas mayores del tratamiento isotérmico esta propiedad no es afectada por el contenido de cobre en el hierro. Hasta la fecha no hay evidencia de que el cobre influya sobre la cantidad de austenita retenida en los hierros dúctiles tratados isotérmicamente. Aún así, algunos autores (6.12) sugieren que las adiciones de cobre suprimen la formación de carburos en la bainita y que esto explicaría el aumento en la ductilidad de los hierros que contienen cobre y son austemperizados a temperaturas de 350°C o menores (8).

Actualmente no se tienen datos sobre el efecto de la adición de cobre sobre la resistencia al impacto, la resistencia a la fractura y la fatiga. Debido a las razones ya mencionadas, con referencia a la ductilidad, se podría esperar que las adiciones de cobre resultaran en un aumento de la resistencia y de las propiedades de fatiga en los hierros dúctiles austemperizados a temperaturas de 350°C y menores (8).

*NIQUEL. Las adiciones de níquel hasta un 1.0% no tienen ningún efecto marcado sobre la resistencia a la tensión, dureza, y ductilidad de los hierros dúctiles con un

tratamiento de austempering en el rango de 300 a 400°C (ver fig.12) (8.12). Sin embargo, al aumentar el contenido de níquel de 1.0 a 4.0% la resistencia a la tensión disminuye, y este efecto es muy marcado en los hierros dúctiles con un tratamiento isotérmico a una temperatura menor de 350°C. La dureza también disminuye a cualquier temperatura de austempering al aumentar el contenido de níquel, alcanzando valores máximos a una cantidad aproximada de 2.0% de níquel, y luego cae ligeramente al aumentar más aún el contenido de níquel. La variación de la ductilidad en función del contenido de níquel es más marcada en los hierros dúctiles austemperizados a una temperatura menor o igual a 350°C.

El níquel, por otra parte, actúa en una forma similar a la del cobre en el sentido de que retrasa la formación de carburos en la estructura de matriz bainítica (11). Cuando se utilizan contenidos de níquel mayores a 2%, es posible que la segregación resulte en la formación de algo de martensita durante el enfriamiento al aire posterior al tratamiento de austempering y esto tiende a reducir la ductilidad de los hierros nodulares con alto contenido de níquel (12).

Ha habido pocas investigaciones relacionadas con el efecto del contenido de níquel sobre las propiedades de resistencia al impacto, y resistencia a la fractura y la fatiga. Sin embargo, de los resultados que se tienen hasta

la fecha se puede esperar que adiciones de níquel hasta un 2% resultarían en aumentos en las propiedades de resiliencia y fatiga, especialmente en los hierros dúctiles austemperizados a temperaturas menores a 350°C (9).

El níquel actúa en una forma similar a la del cobre ya que retrasa la formación de carburos en la matriz de estructura bainítica. Cuando el contenido de níquel es mayor al 2%, es muy posible que la segregación resulte en la formación de algo de martensita durante la fase de enfriamiento posterior al austempering lo cual tiende a reducir la ductilidad de los hierros con alto contenido de níquel (8,12).

Se han realizado muy pocas investigaciones sobre los efectos de la cantidad de níquel sobre las propiedades de impacto, y fatiga, y mas trabajos se requieren en esta area. De los resultados disponibles hasta la fecha, se esperaría que las adiciones de níquel hasta un 2% resultarían en una mejora en las propiedades de resistencia y fatiga (6).

*MOLIBDENO. Los efectos de las cantidades añadidas de molibdeno hasta un 0.63% se muestran en la figura 13. La resistencia a la tensión, la dureza, y la elongación disminuyen progresivamente al incrementar el contenido de molibdeno, y estos efectos son particularmente marcados cuando el contenido de molibdeno es mayor a un 0.2%. Esta

reducción de las propiedades se debe a la segregación del molibdeno durante la solidificación, resultando en la formación de carburos intercelulares estables y también en la formación local de martensita en las regiones de segregación. En este último aspecto, el molibdeno se comporta de una manera muy similar a la del manganeso como ya se mencionó.

Por el momento no existen datos disponibles que traten del efecto que tiene la cantidad de molibdeno sobre las propiedades de fatiga, y la resistencia a la fractura y al impacto. Es muy probable que estas propiedades también serán reducidas al aumentar el contenido de molibdeno, debido a los efectos de segregación ya mencionados, aunque esto aún no se ha confirmado.

EFFECTOS DE LA COMPOSICION Y EL TAMANO DE LA SECCION

Un requerimiento importante para la producción del hierro dúctil austemperizado con una combinación de propiedades mecánicas óptima es que la formación de perlita debe evitarse durante el enfriamiento rápido a la temperatura del tratamiento isotérmico. Trabajos experimentales con barras cilíndricas han mostrado, con hierros dúctiles no aleados, que el diámetro máximo que se puede transformar sin la formación de perlita aumenta de 15

mm a una temperatura de 450°C a 30 mm a una temperatura de 250°C (ver fig.14). Esto se debe a una mayor velocidad de extracción de calor a una menor temperatura. Al incrementar los diámetros de los cilindros mas allá de estos valores, se forma perlita en el centro de la sección inicialmente como pequeñas colonias asociadas con los nódulos de grafito, y matrices completamente perlíticas se obtienen en barras con un diámetro de 30 mm tratados a una temperatura de austempering de 450°C y en barras con una sección de 40 mm tratados a una temperatura de 250°C.

La presencia de la perlita será por lo general detrimento a las propiedades mecánicas, aunque sus efectos aún no se han cuantificado totalmente. Cuando no se puede lograr una velocidad de enfriamiento suficientemente rápida para prevenir la formación de perlita en las secciones de mayor tamaño, adiciones de elementos de aleación deben añadirse al hierro nodular para retardar el comienzo y la finalización de la transformación de austenita a perlita o bainita. Como se puede observar en las figuras 15 y 16, el molibdeno, el níquel y el cobre aumentan el tamaño de la sección que puede austemperizarse sin que se de la formación de perlita. Una adición de aproximadamente 0.3% de molibdeno duplica el tamaño de la sección que puede austemperizarse con resultados satisfactorios. El tamaño de sección máximo puede aumentarse añadiendo mas molibdeno, sin embargo, cuando estas adiciones exceden el 0.5%, una segregación

significativa ocurre en los bordes de grano, lo cual resulta en la formación de carburos estables y esto tiene un efecto de fragilidad, es decir, hacen a la pieza quebradiza (3 11).

El cobre es menos efectivo que el molibdeno, un 1.5% de cobre equivale a un 0.3% de molibdeno. Adiciones de cobre mas allá de un 1.5% no llevarán a un aumento en el diametro de la barra que puede austemperizarse satisfactoriamente, y esto corresponde aproximadamente a el límite de solubilidad del cobre en el hierro dúctil. Como se muestra en la figura 16, un 0.75% de níquel equivale a 0.5% de cobre, y en contenidos mas altos el níquel es mucho mas efectivo que el cobre.

Se conoce que el manganeso en contenidos mayores a un 0.5% causan que el hierro dúctil se vuelva quebradizo; esto restringe el uso del manganeso para incrementar el tamaño de sección que se puede transformar con resultados satisfactorios (3 11.13).

Aunque el cromo y el vanadio se utilizan con frecuencia para aumentar la templabilidad de los aceros, son estabilizadores de carburos muy potentes en los hierros dúctiles, por lo tanto, se ha descartado su uso. Se han estudiado los requerimientos de elementos aleantes para conseguir una transformación homogénea en barras cilíndricas, pero estos trabajos predicen la necesidad de

utilizar adiciones de elementos aleantes considerablemente mayores (11-17). Se requiere mucha mas información sobre los efectos de los elementos aleantes cuando estos se combinan, especialmente en las secciones de mayor tamaño donde la segregación restringe las adiciones máximas que se pueden hacer sin afectar adversamente las propiedades mecánicas de las piezas (5).

COMPARACION DE LOS ELEMENTOS ALEANTES

Las cantidades de elementos aleantes individuales (Mo, Ni, Cu y Mn) requeridas para prevenir la formación de perlita en una sección dada ya se han discutido. Se ha demostrado también que estos elementos aleantes pueden tener efectos importantes en las propiedades tensiles de los hierros dúctiles austemperizados. Al combinar estos dos factores, es posible crear una relación entre las propiedades tensiles y el tamaño máximo de sección que puede transformarse con diferentes adiciones de un elemento aleante determinado.

Los resultados disponibles sugieren que, para un tamaño de sección dado, el alear con molibdeno dará las mayores resistencias a la tensión pero una elongación relativamente baja. El alear con níquel o cobre resultará en menores resistencias a la tensión pero en mayores valores de ductilidad. Las aleaciones con manganeso resultarán en

resistencias similares a las que se obtienen con el níquel pero con una menor ductilidad (11,12). Se ha comprobado que, en secciones de hasta 60 mm de diametro, el tamaño de la sección no tiene ningún efecto significativo sobre las propiedades mecánicas de los hierros dúctiles austemperizados, pero existen ya investigaciones en progreso para aclarar los efectos combinados de la composición metálica, estructura de la matriz y el tamaño de la sección sobre las propiedades mecánicas (8).

Los efectos de las adiciones de elementos aleantes múltiples sobre las estructuras y propiedades mecánicas de los hierros dúctiles bainíticos no se han establecido sistemáticamente. En la práctica comercial o industrial, un gran número de composiciones metálicas se han propuesto (18) o se han patentado (19,20,21), pero tal parece que los elementos aleantes utilizados se han mezclado en proporciones para satisfacer ciertas aplicaciones particulares (2).

Los efectos de los elementos aleantes sobre las propiedades y las estructuras del A.D.I. son muy variadas. Si se desea una alta plasticidad y resiliencia en la pieza colada de hierro dúctil austemperizado, el níquel y el cobre son los elementos aleantes adecuados. Al incrementar los contenidos de molibdeno y manganeso, la resistencia aumenta, pero la resiliencia disminuye. Este efecto del manganeso,

molibdeno, y otros elementos que promueven la formación de carburos se debe a la distribución no-uniforme de estos elementos en la matriz del hierro dúctil.

Durante la cristalización, los elementos formadores de carburos se concentran en la fase líquida. Después de la solidificación, se encuentran con mas frecuencia a cada instante en los bordes de grano eutécticos, que por otro lado, son pobres en elementos formadores de grafito. Una alta concentración de manganeso o molibdeno en las areas de los bordes de grano eutécticos puede dar paso a la formación de carburos eutécticos durante la cristalización.

Al incrementar la estabilidad austenítica (afectada por el manganeso o el molibdeno) en las areas de borde de grano eutéctico, el principio de la transformación bainítica es recorrido hacia tiempos mayores. Las temperaturas M_s y M_f en estas areas disminuyen. Estos cambios (los cuales pueden deberse también a la formación de carburos) resultan en la aparición de áreas austenítico-martensíticas en los bordes de grano eutécticos donde pudieran darse partículas de carburos ledeburíticos. Estas anomalías estructurales en la matriz bainítica son la causa principal de la reducción de la plasticidad o ductilidad y de la resiliencia. Si lo que se desea es alta ductilidad y resiliencia, un hierro dúctil de bajo contenido de molibdeno o manganeso (<0.3%) debe utilizarse.

Capitulo IV : Austempering

El proceso de austempering consiste del calentamiento de la pieza a una temperatura adecuada de austenización, comunmente entre 815 y 950°C, seguido de un enfriamiento rápido a un medio de temperatura contante en el rango de la transformación bainítica, 205 a 425°C, y un tiempo de permanencia suficiente para que la transformación se lleve a cabo. El enfriamiento a la temperatura de austempering debe ser lo suficientemente rápido para evitar las transformaciones ferríticas o perlíticas si se desean obtener las propiedades optimas del material. En los hierros dúctiles, el austempering se hace generalmente por encima de la temperatura de transformación a martensita (M_s). El proceso de austempering se puede ver en el diagrama T-T-T de un hierro dúctil en la figura 17 (7,8,18,22,23,24,25).

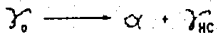
La reacción bainítica en el hierro dúctil es diferente de la que se lleva a cabo en el acero. En la mayoría de los aceros el austempering resulta esencialmente en la formación simultánea de ferrita y carburo a partir de la austenita. Las fases de ferrita y carburo se nuclean y crecen cooperativamente a lo largo de un periodo relativamente corto, esto se puede ver en el diagrama T-T-T de un acero SAE 1080 en la figura 18 (8,18,22,25).

La microestructura resultante del austempering de un hierro dúctil es muy diferente, consistiendo de una mezcla de dos fases compuesta por ferrita y austenita. Mas aún, la reacción bainítica en el hierro dúctil es significativamente mas lenta que aquella del acero, como puede verse al comparar las figuras 18 y 19 (8,18,22,25).

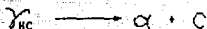
La reacción bainítica en el hierro dúctil ha sido descrita como una reacción multifacética, ó de varias etapas. Durante el austempering, la ferrita se nuclea y crece hacia la austenita. Al mismo tiempo el carbono es expulsado de las agujas de ferrita en crecimiento hacia la austenita que las rodea. El alto contenido de silicio en el hierro dúctil suprime la formación de cementita en la fase austenítica (la reacción que generalmente se asocia con las transformaciones bainíticas). A consecuencia de esto, la austenita continúa absorbiendo carbono mientras sigue la reacción. Al enriquecerse la austenita con carbono, esta se vuelve cada vez más estable. El crecimiento de las agujas de ferrita ocurren en los bordes de grano de la austenita ó cerca de los nódulos de grafito. Este crecimiento, que se dá en grupos ó colonias microscópicas, continúa hasta el contacto con otras agujas y la expulsión de carbono hacia la austenita reduce la fuerza motriz para que pueda haber más crecimiento (8,12,18,22,25,26).

Al concluir la primera etapa, la austenita es suficientemente estable para no transformarse a martensita al enfriarse a temperatura ambiente, y como resultado obtenemos un hierro dúctil austemperizado. Es esta la estructura que deseamos para obtener las propiedades óptimas del hierro dúctil. La segunda etapa es el periodo de tiempo durante el cual el crecimiento lento de las agujas de ferrita banítica se da junto con una nucleación y crecimiento del carburo de hierro (Fe_3C) a cuestas de la austenita, un resultado que marcadamente reduce la ductilidad. Así, podemos describir la transformación banítica del hierro dúctil como una reacción de dos etapas: (8,18,22,25,26)

Reacción I: La austenita se descompone en ferrita banítica y austenita enriquecida con C.



Reacción II: Descomposición adicional de la austenita a ferrita bainítica y carburo.



En la figura 20 podemos ver como crecen las agujas de ferrita bainítica provenientes de la frontera de grano, donde está la austenita, y en donde se concentra la austenita enriquecida con carbono (18).

En la figura 21 se muestra la transformación de austenita durante el proceso del austempering, diferenciando las dos etapas (reacción I y reacción II) (18).

La alta tenacidad atribuida a estos hierros proviene de la estructura de bainita ferrítico-austenítica producida en la primera reacción, mientras que la segunda reacción es indeseable ya que reduce la ductilidad y la tenacidad del

hierro dúctil. Por lo tanto, el tiempo de permanencia a la temperatura de austempering es crítico. Un enfriamiento rápido de la temperatura del austempering demasiado temprano produce martensita como resultado de un enriquecimiento de carbono insuficiente en la austenita remanente; la martensita disminuye la ductilidad. Cuando se mantiene la temperatura del austempering durante un tiempo prolongado, la segunda etapa de descomposición austenítica (precipitación de los carburos) puede ocurrir, resultando también en una notable reducción en la ductilidad y tenacidad del hierro dúctil (8,18,22,25,27).

El progreso de las reacciones metalúrgicas puede seguirse en una gráfica de propiedades mecánicas vs. tiempo de permanencia del austempering (ver fig.22). Un esquema idealizado de estas curvas puede utilizarse para identificar las dos reacciones bainíticas (fig.23). Teóricamente, el punto A nos indica la finalización de la primera reacción y el punto B indica el principio de la segunda reacción. El intervalo de tiempos entre los puntos A y B representa el tiempo de permanencia permisible para este hierro dúctil si se desea obtener una optimización de las propiedades mecánicas. Tiempos de permanencia mas cortos resultan en un hierro dúctil que contiene algo de martensita, mientras que tiempos de permanencia mas allá del punto B resultarán en un hierro bainítico en el cual la segunda reacción ya habrá progresado hasta un grado detrimente (6,12,18,22,25,26,28).

El aumento y decremento en la ductilidad al incrementar el tiempo de permanencia del austempering puede darse a través de un periodo de tiempo relativamente corto (figura 24) (8,18,22,25).

La adición de ciertos elementos aleantes, por otra parte, pueden lograr que el tiempo de permanencia del austempering sea menos crítico (7,8,12,18,22,26,29). Estos elementos aleantes, como son, molibdeno, níquel, cobre, y manganeso, son adicionados primordialmente para reducir las velocidades de reacción de la perlita y bainita, dando así al material la templabilidad necesaria para evitar la transformación de austenita a perlita al enfriarse de la temperatura de austenización a la temperatura de austempering. Esto es porque la formación de perlita en lugar de bainita reduce enormemente las propiedades mecánicas resultantes de la primera etapa de la reacción.

La morfología de la ferrita bainítica y las cantidades relativas de ferrita y austenita son en gran parte determinadas por la temperatura y el tiempo de permanencia del proceso de austempering, (8,18,22,25) y la temperatura y tiempo de permanencia de la austenización del hierro dúctil.

TEMPERATURA Y TIEMPO DE AUSTENIZACIÓN

La temperatura de austenización es crítica y depende de la composición, la sección de la pieza, la microestructura anterior de la pieza, y la temperatura de austempering que se usará (24). Entre menor sea la temperatura de austenización, mas refinada será la estructura austemperizada, dando así, una mayor dureza. Este efecto importante puede comprenderse al observar un diagrama esquemático de energía libre vs. composición para las fases de austenita, ferrita y cementita a una temperatura dada de austempering (figura No.25). Por ejemplo, el reducir la temperatura de austenización de 930 a 870°C disminuye el contenido de carbono en la matriz de aproximadamente 0.8 a 0.65%. Como se puede ver en el diagrama de la figura 17, esto resulta en un incremento en la fuerza motriz de la fase gama al producto metaestable alfa y una austenita con alto contenido de carbono. La cantidad $b-b' > a-a'$. Es esta mayor fuerza motriz la que permite que existan mas núcleos ferríticos, y así, una transformación mas rápida. Desde un punto de vista termodinámico, el reducir el contenido de carbono en la matriz tendrá un efecto benéfico en la microestructura, y por lo tanto, lo tendrá también en las propiedades del producto austemperizado, ya que las agujas de bainita ferrítica se formarán mas rápido.

El contenido de carbono en la austenita aumenta al incrementar la temperatura, y esto afecta las características de la transformación isotérmica. Específicamente, al incrementar el contenido de carbono en la austenita baja la temperatura M_s y el comienzo de la transformación bainítica es retardado, especialmente a bajas temperaturas de austempering (8).

Debe hacerse notar que elementos aleantes específicos también tienen influencia sobre el contenido de carbono en la austenita a través de su efecto en la solubilidad del carbono. Elementos tales como el silicio reducen la solubilidad del carbono, mientras que el Mn, Cr, y Mo la incrementan (22).

Al aumentar la temperatura de austenización aumenta también la capacidad de endurecimiento debido al alto contenido de carbono en la austenita y al tamaño de grano austenítico.

TIEMPO DE AUSTENIZACION

El contenido de carbono en la matriz no se determina solo por la temperatura de austenización y la composición química, sino también por el tiempo de permanencia a la

temperatura de austenización. Para las temperaturas involucradas la redisolución del carbono de la fase grafitica a la matriz austenítica es relativamente lenta. Mientras que un hierro completamente perlítico que contiene una cantidad substancial de carbono como cementita alcanzará un contenido de carbono uniforme en menos de treinta minutos, un hierro ferrítico (recocido) requiere de un tiempo significativamente mas largo (18.22).

El contenido de carbono en la matriz como función del tiempo a una temperatura para un hierro dúctil aleado con 1.5% Ni y 0.3% Mo se puede observar en la figura 26. El contenido de carbono aumenta significativamente solo durante la primera hora.

Los efectos del tiempo de austenización a las temperaturas de 850 ,900 ,y 950°C en las propiedades de un hierro dúctil subsecuentemente austemperizado durante una hora a 375°C se muestran en la figura 27. El hierro dúctil tiene un análisis químico de 3.44% C, 1.98% Si, y 0.28% Mn, y tiene una matriz ferrítica. El incremento inicial (en la primera hora) de la resistencia a la tensión al aumentar el tiempo de austenización es debido a una mas completa redisolución del carbono en la matriz austenítica. Aún así, con tiempos de permanencia mas largos a esta baja temperatura, la resistencia vuelve a disminuir. A las

temperaturas de austenización mas elevadas de 900 y 950°C, el tiempo de permanencia no afectó la resistencia ni la elongación del hierro dúctil. La ausencia de cualquier efecto sobre las propiedades del hierro dúctil debido al tiempo de austenización a temperaturas mas elevadas indica que el contenido de carbono al equilibrio se logró relativamente rápido (8).

Tomando en cuenta estos datos, tiempos de permanencia prolongados a la temperatura de austenización no son necesarios, excepto tal vez, si se trata de un hierro con una matriz predominantemente ferrítica que se austenizará a una baja temperatura. La mejor combinación de propiedades en los hierros austemperizados se logra cuando el contenido de carbono en la austenita se aumenta por medio del uso de temperaturas de austenización entre 900 y 950°C, y que bajo estas condiciones el tiempo de permanencia podrá ser pequeño una vez que la pieza haya alcanzado la temperatura del horno (8.30).

TIEMPO Y TEMPERATURA DE AUSTEMPERING

El hacer el austempering por encima de los 350°C produce unas agujas gruesas de ferrita bainítica (acicular). Estas agujas de bainita son producto de la primera reacción, y si esta reacción es interrumpida prematuramente, se formará algo de martensita durante el enfriamiento (8,12,22,25).

Cuando se hace el austempering por debajo de 350°C los productos de la transformación son mucho más finos y se asemejan más a la bainita superior típica que se observa en los aceros, con formaciones múltiples que contienen agujas alternadas de ferrita y austenita. A temperaturas menores de austempering no ocurre una estabilización completa y las estructuras resultantes del austempering contienen hasta un 10 a 12% de martensita (22).

Las propiedades mecánicas de los hierros dúctiles austemperizados pueden, en primera instancia, relacionarse con tres variables microestructurales: la morfología bainítica, la proporción de austenita retenida, y la formación de martensita. La formación de martensita es favorecida por bajas temperaturas de austempering y por tiempos de permanencia cortos, los cuales pueden llevar a su

presencia aún después de austemperizar a altas temperaturas (8).

Hierros en los cuales predomina una estructura de bainita inferior tienen mayores resistencias a la tensión y menor ductilidad que aquellos en los cuales la bainita superior es el componente principal. La bainita inferior se forma en los hierros tratados a temperaturas menores a aproximadamente 330°C, y la cinética de la transformación es influenciada por la composición del metal y el contenido de carbono en la austenita. Este último, como ya se mencionó, estará en función del tiempo y temperatura de la austenización. La bainita superior se forma a temperaturas de transformación por encima de aproximadamente 330°C y por debajo de la temperatura de formación perlítica de aproximadamente 500°C. Con una matriz de bainita superior, los hierros siguen teniendo altas resistencias a la tensión en comparación con los hierros dúctiles perlíticos pero no serán tan resistentes como algunos hierros dúctiles templados y revenidos. La ductilidad y la resiliencia son mucho mayores que los que se obtienen de hierros con una matriz de bainita inferior, pero la dureza es menor (8).

Algo de austenita por lo general es retenida en los hierros con matrices de bainita inferior y superior en los cuales los tiempos de tratamiento de austempering varían dentro del rango típico de 0.5 a 3 horas. En los hierros que

tienen una estructura predominante de bainita inferior la cantidad de austenita retenida generalmente no excede un 10%, pero en los hierros con estructura de bainita superior variaciones mucho mas grandes pueden darse, con contenidos de austenita retenida de hasta un 40%, dependiendo de el tiempo de permanencia a la temperatura de austempering (8).

La resistencian a la tensión y la dureza aumentan al aumentar la temperatura del austempering (fig 28). Sin embargo, las propiedades mecánicas también varían de acuerdo a el tiempo de permanencia a la temperatura del austempering (28).

Los efectos del tiempo de permanencia a temperaturas de transformación de 300, 350, y 400°C sobre las propiedades mecánicas del hierro dúctil austemperizado se muestran en la fig. 29. Los valores de la resistencia a la tensión, elongación, y dureza que se obtienen después de una transformación isotérmica parcial y el enfriamiento a la temperatura ambiente estan además respaldados por la medición de la cantidad de austenita retenida en las estructuras bainíticas (9).

Tiempos cortos de austemperización tienden a resultar en mayor dureza y resistencia a la tensión, mientras que la resistencia al impacto y el porcentaje de elongación tienden hacia valores bajos. Esto se asocia con la presencia de

martensita debido a un tiempo de austemperizado insuficiente para completar la transformación a bainita. Una disminución significativa en las propiedades mecánicas del hierro dúctil no aleado con tiempos de austemperizado mas largos se ha notado (2.5), sin embargo, en la fig. 30 es evidente que no se dá tal decremento en un hierro nodular aleado con Ni y Mo para tiempos de austempering hasta de 8 horas (28).

Las propiedades mecánicas obtenidas son el resultado de cambios en la estructura a la temperatura de transformación y de cambios durante el enfriamiento a la temperatura ambiente subsecuente. Después de un tiempo de permanencia corto, la matriz consiste de bainita, martensita, y de austenita retenida. La estructura predominante es la martensita, formada de la austenita poco enriquecida con carbono durante el enfriamiento de la temperatura de transformación. La presencia de martensita en la matriz lleva a un aumento en la tendencia hacia fracturas prematuras en el hierro dúctil austemperizado. La resistencia a la tensión, la resistencia en el punto de cedencia, la elongación, y la cantidad de austenita retenida aumentan en la primera etapa de la transformación isotérmica, pero la dureza disminuye (ver fig. 29) (9).

El aumento del tiempo de permanencia resulta en un aumento en la cantidad de bainita, una reducción en la cantidad de martensita, y una reducida tendencia de el

hierro dúctil austemperizado a la fractura prematura. El A.D.I. alcanza propiedades mecánicas óptimas con un 50 a 80% de bainita, cuando la cantidad de austenita retenida aumenta. Esta estructura bainítico-austenítica, en la cual una pequeña cantidad de martensita también se puede presentar (dependiendo de la temperatura de transformación, la homogeneidad química de la matriz, etc.), pertenece a la etapa de aparente terminación de la transformación (9).

En comparación con la etapa inicial, la velocidad de reacción es mucho más lenta. La concentración de carbono en la austenita alcanza su máximo valor. Después del enfriamiento de la temperatura de transformación, prácticamente toda la austenita enriquecida con carbono se mantiene en la estructura resultante como austenita retenida. La tendencia del hierro a la fractura prematura ya no aparece. Tanto la resistencia a la tensión como la elongación alcanzan sus valores máximos. (ver fig. 29) (9).

Una mayor prolongación de el tiempo de permanencia resulta en una elongación reducida y en ningún cambio marcado en la resistencia a la tensión. La reducción de la elongación viene acompañada de una reducción en la cantidad de austenita retenida (ver fig. 29), la cual es reemplazada en la estructura por un agregado de ferrita y carburo. El cambio más pronunciado en la elongación se da a los 400°C (9).

Obviamente, las condiciones de transformación que llevan a una estructura bainítica en la cual no existe austenita retenida no producen propiedades mecánicas favorables. De lo contrario, el valor de elongación mas elevado que se pudiese obtener a una temperatura de transformación dada está condicionado a una cantidad suficiente de austenita retenida en la matriz bainítica (9).

Graficas de el porciento de elongación vs tiempo de austemperización, para cada temperatura de austemperizado, se han construido con el propósito de establecer una relación entre el porciento de transformación a bainita y el porciento de elongación. La fig 26 muestra estos datos para un hierro dúctil austenizado a 900°C y austemperizado a 370°C. Las etiquetas de "primer pico," "maximo," y "porciento de máximo" adquieren un significado solo en el contexto de la siguiente discusión. Las elongaciones máximas reales obtenibles con A.D.I. son mayores que las que se muestran en esta gráfica. Se ha notado que dos máximos separados por valles de profundidades variables se dan a cada temperatura de austemperización. No se ha dado una explicación a estos picos múltiples, pero se cree que es mas la regla que la excepción. El tiempo de máxima elongación para cada temperatura de austempering se indica en el diagrama IT de la fig. 31, con el porciento de elongación mostrado en la parta izquierda del diagrama. La

transformación tiende a ser mas de un 90 % completa para elongaciones máximas a tiempos de entre 3 y 8 horas (28).

De igual manera, el tiempo del primer pico en la elongación se indica en el diagrama IT de la fig 32, nuevamente con la elongación mostrada al lado izquierdo del diagrama. Las transformaciones tienden a ser aproximadamente 60-70% completas, los tiempos son de entre 1 y 2 horas, y las elongaciones son solo ligeramente menores a los valores máximos (28).

La fig 33 presenta el rango de tiempo a través del cual el 50% de la elongación máxima puede obtenerse, sobrepuesta al diagrama IT, con los porcentos de elongación mostrados del lado izquierdo del diagrama. Estas propiedades pueden obtenerse con tiempos de austemperizado tan cortos como 30 minutos para algunas temperaturas de austemperización (28).

Así la cantidad de control de los parametros del proceso de austempering depende de los requerimientos de ductilidad. Entre mayor sea la necesidad de una alta ductilidad con altas resistencias a la tensión, mas importante será definir y controlar la temperatura y el tiempo del proceso de austempering (28).

Los efectos de la temperatura del tratamiento isotérmico y el tiempo de permanencia de un hierro dúctil no aleado se muestran en las figuras 34 y 35. Se obtuvieron valores máximos de resistencia a la tensión cuando se realizó el austempering en el rango de 275 a 325°C, sin embargo, no variaron notablemente con respecto al tiempo de permanencia. A temperaturas de austemperizado menores a 325°C, el aumentar el tiempo de permanencia de 0.5 a 5 horas resulta en grandes aumentos en la resistencia a la tensión al 0.1% obtenidos como resultado de la reducción de la cantidad de martensita formada durante el subsecuente enfriamiento al aire. La ductilidad es baja después de diferentes tiempos y temperaturas de austempering iguales o menores a 325°C, y la fractura ocurre antes de alcanzar la resistencia a la tensión del 0.5% (8).

La ductilidad máxima de 9 a 10% de elongación se obtiene después de austemperizar a 375°C. Los valores de la resistencia a la tensión y las resistencias a la tensión al 0.1 y 0.5% no varían con respecto al tiempo de permanencia a temperaturas mayores de 325°C (8).

Hasta la fecha existe una escasez de información cuantitativa sobre los efectos de la temperatura y el tiempo de permanencia del austempering sobre las propiedades de resistencia al impacto, resistencia a la fatiga y resistencia a la fractura. Interpretación de la información

limitada que se ha publicado sugiere que tanto la resistencia al impacto como la resistencia a la fractura pueden relacionarse a la cantidad de austenita retenida en el hierro austemperizado (13,17,19-21). Como se muestra en la fig. 36 (17), la resistencia al impacto alcanza un máximo después de una temperatura de austempering de aproximadamente 375°C, lo cual corresponde al contenido máximo de austenita retenida (8).

Los datos que hasta la fecha se tienen están compilados en la fig. 37 indican que la resistencia a la fatiga de los hierros dúctiles austemperizados no están solamente relacionados con la resistencia a la tensión. La máxima resistencia a la fatiga se logra mediante tratamientos de austempering que logren una ductilidad máxima y un máximo contenido de austenita retenida, pero por lo tanto, no la mayor resistencia a la tensión. La relación de límite de fatiga, que se define como el límite de fatiga entre la resistencia última a la tensión, disminuye progresivamente al aumentar la resistencia a la tensión, desde un valor de 0.49 en los hierros con menor resistencia a la tensión (con una estructura de bainita inferior), hasta 0.32 en los hierros de alta resistencia a la tensión (con una estructura de bainita superior) (2,3,31-34). Las relaciones de límite de fatiga mayores de los hierros con estructuras de bainita superior que contienen cantidades significativas de austenita retenida son similares a aquellos de los

hierros dúctiles ferríticos tratados térmicamente y de alta elongación (2,8,18).

Desde el punto de vista de la aplicación del austempering, estos cambios en la estructura y propiedades del hierro dúctil son de muchísima importancia. Si a una temperatura de transformación dada, una combinación óptima de las propiedades mecánicas de una pieza se desean obtener (como por ejemplo, una elongación máxima y las propiedades tensiles correspondientes), las respectivas dependencias del tiempo deben determinarse experimentalmente (9).

Capítulo V : Conclusiones

Las propiedades mecánicas que se pueden lograr por medio del austempering del hierro dúctil, ya sea aleado o no, se han explicado ya. Las propiedades que aquí se han mostrado, en sus diferentes facetas, no son necesariamente las mejores que puedan obtenerse, sino que son las propiedades que pudiesen esperarse con controles de variables razonables. El lograr fabricar un hierro dúctil austemperizado de alta resistencia es relativamente sencillo; es el lograr una alta resistencia al impacto y una buena ductilidad lo que hace al proceso mas difícil. Se convierte en una decisión de índole económica cuanta ductilidad (en otras palabras, control) se especifica o se requiere. Muchos factores y variables del proceso influyen las propiedades mecánicas, por lo tanto, es importante el reconocer y controlar tanto la composición química del hierro, como el tratamiento térmico para asegurar unas propiedades mecánicas consistentes (13).

PRODUCCION DEL A.D.I.

Las conclusiones pertinentes a la producción de un hierro dúctil austemperizado son las siguientes:

1) La temperatura del proceso de austempering es el control principal de las propiedades del hierro dúctil austemperizado.

2) La ductilidad o elongación y la resistencia al impacto varían de acuerdo al tiempo de permanencia en el proceso de austempering, de manera que para cada temperatura de austempering se requiere un tiempo mínimo para asegurar una ductilidad mínima.

3) La temperatura de austenización es una variable muy importante que afecta la velocidad de las reacciones bainíticas, y por lo tanto, el desarrollo de las propiedades mecánicas con el tiempo de permanencia del proceso de austempering.

4) El alear el hierro dúctil con Ni, Mo y Cu aumenta la austemperabilidad y al mismo tiempo mantiene la alta ductilidad y resistencia al impacto de el hierro dúctil austemperizado.

5) El tiempo del proceso de austempering para obtener excelentes propiedades en el hierro dúctil puede reducirse al bajar la temperatura de austenización.

6) El lograr propiedades mecánicas óptimas y la reproducibilidad de estas mismas requiere de una buena nodularidad en el hierro dúctil, que este no contenga carburos intergranulares y que no haya en él microporosidades.

7) Lo mas importante para tener éxito en la producción de un hierro dúctil austemperizado es el control de la composición química y el proceso de tratamiento térmico (3.24.25).

No existe ninguna razón por la cual la producción del ADI no se desarrolle en México, aunque sí hay un número de factores definidos que deben considerarse:

1. Las fundiciones deben de ser capaces de producir piezas de alta calidad a precios competitivos.

2. Las fundiciones deben ser capaces de garantizar la integridad y las propiedades de sus productos. Además de un estricto control del proceso, las fundiciones necesitarán utilizar técnicas establecidas para confirmar la ausencia de defectos físicos, tales como la porosidad y las grietas, y para determinar la morfología del grafito. Mas aún, deben aplicarse técnicas para determinar la naturaleza de la matriz bainítica, para que de esta manera, las propiedades esperadas por el usuario puedan ser garantizadas continuamente.

3. El tratamiento isotérmico del austempering debe llevarse a cabo bajo un control estricto y a un costo competitivo.

4. Los ingenieros y diseñadores serán por lo general renuentes al cambio de materiales establecidos sobre los cuales se tiene amplia experiencia.

Para sobreponerse a esto, las fundiciones deben promover activamente al ADI como una nueva familia de materiales con ventajas técnicas y económicas. En muchos casos, tal vez sea necesario producir prototipos para que el usuario final pueda hacer las pruebas que él crea convenientes.

5. Datos ingenieriles y técnicos deben ser accesibles para grados especiales de ADI los cuales puedan usarse para el diseño de componentes y para la solicitud y distribución de las piezas por las fundiciones.

TIPOS Y APLICACIONES DEL ADI

Hasta la fecha, todos los tipos de A.D.I. se han agrupado en dos clasificaciones, aunque se han propuesto ya mas divisiones. El grado I es austemperizado a temperaturas relativamente bajas, lo cual resulta en una alta velocidad de crecimiento de las agujas bainiticas y en una estructura de grano fino. Este grado de ADI tiene alta resistencia y dureza, con una baja elongación, sus aplicaciones son por lo general en situaciones de grandes esfuerzos de contacto como lo requieren los engranes. El grado II es austemperizado a mas altas temperaturas, y posee una estructura mas gruesa y con una menor dureza y resistencia. El ADI de grado II tiene una mayor ductilidad, resiliencia, resistencia a la fatiga y resistencia al desgaste que el grado I, y es mas apropiado para las aplicaciones que involucran cargas de impacto y resistencia a la fatiga de muchos ciclos (13).

La aplicación ingenieril que en términos de volúmenes de producción pudiese responder por el uso mas extensivo del hierro dúctil austemperizado, sería el reemplazamiento de engranes de acero forjado. La mayoría de las demás aplicaciones hasta la fecha tienen como origen la necesidad de incrementar la resistencia, en comparación de los hierros dúctiles perlíticos convencionales, o por otra parte, el obtener ahorros en costos de fabricación y en peso de la pieza, los cuales son posibles al reemplazar piezas de acero forjado o piezas fabricadas de acero fundido (ver la tabla No.1).

INDUSTRIA

APLICACION

Automotriz:

Cigüeñales
Arboles de levas
Rótulas de dirección
Componentes de suspensión

Bombas y Compresores:

Carcasas
Cigüeñales
Ejes impulsores

(cont.)

Ferrocarriles:

Acoplamientos

Ejes

Agrícola:

Partes del bastidor inferior

Equipo de construcción

TABLA NO. 1: Aplicaciones Ingenieriles del A.D.I..

El hierro dúctil austemperizado está en producción en norte américa, europa, y en el lejano oriente. Aunque el tonelaje es aún pequeño (est. 10,000 Ton/año en norte américa), el uso de este material está creciendo rápidamente ya-que los ingenieros de diseño le están tomando confianza al ADI debido a las aplicaciones exitosas y a los impresionantes ahorros en costos y en peso, especialmente cuando se trata de reemplazar acero fundido ó forjado. Esta confianza se está expandiendo también debido al crecimiento de la base de datos sobre las propiedades y características del ADI.

* ENGRANES.

Los engranes representan el mejor conocido y publicado uso del ADI hasta la fecha. Ya desde 1977, General Motors

reemplazó engranes y piñones de acero forjado y cementado por ADI en toda una línea de autos y camionetas. Esta decisión se tomó solo después de nueve años de investigación y desarrollo y de seis años de pruebas prácticas. Esta compañía logró ahorros significativos en sus costos y al mismo tiempo mejoró su producto al cambiar a ADI.

La ventaja mas significativa fué el ahorro de energía. Se consume menos energía en producir el engrane de ADI de lo que se requiere para producir las barras de acero de bajo carbono para la operación de forja para producir engranes de acero.

Otra ventaja muy grande de los engranes de ADI sobre los engranes de acero es el ahorro en costos de maquinado. En este caso, como en muchos otros, el ahorro en los costos de maquinado, por si solos, eran suficiente como para justificar el cambio de material. Una ventaja adicional de la conversión fué una reducción en peso de 10 %. Finalmente, la operación de los engranes de ADI es más silenciosa debido al efecto de amortiguamiento del grafito.

Recientemente, Cummins Engine Co. anunció que utilizarían seis engranes de ADI en sus motores diesel de las series B y C. Los engranes, que se producen para llenar los requisitos del estandar AGMA Clase 8, cuestan 30 % menos

en su manufactura que los engranes forjados y cementados de acero SAE 1022 (23.35).

La producción de engranes en la Gran Bretaña en 1985 excedió los 1400 millones. Aún si el ADI reemplazará solamente un 5 o 10% de esta cantidad, sería obviamente un enorme mercado para los productores de hierro nodular (23).

* CIGUEÑALES.

Los cigueñales automotrices pronto constituirán el mas alto volúmen de partes de ADI en el mundo. Los motores que se estan desarrollando por la industria automotriz siguen siendo influenciados por el hecho de reducir el peso y mantener o superar la potencia útil (36). El potencial de reducción de peso del ADI ha atraído mucha atención entre los productores de automoviles para rediseñar componentes de motores tales como los cigueñales, las varillas de conexión, y los arboles de levas.

Después de varios años de desarrollo, la Ford Motor Co. comenzó a producir cigueñales de ADI para sus motores turbocargados a partir de 1987. Esta decisión de cambiar a ADI fué motivada por dos factores: necesidad técnica y costos.

La necesidad técnica era que la resistencia a la fatiga de los hierros dúctiles convencionales era insuficiente para los motores turbocargados. Se consideró el acero forjado hasta que los resultados de pruebas de fatiga y pruebas en los motores confirmaron que el ADI llenaba los requisitos de diseño.

Comparaciones de costos también favorecieron el uso de cigueñales de ADI. El costo base para un cigueñal de ADI es de aproximadamente \$22 (USD), comparado con más de \$100 (USD) del cigueñal de acero forjado. Mas aun, la maquinabilidad superior del ADI resulta en un ahorro total para Ford de \$90 y \$160 (USD) por cigueñal, dependiendo del tamaño.

* COMPONENTES DE FERROCARRIL.

Otra area de aplicación activa para el ADI, especialmente en Europa, es la manufactura de componentes de ferrocarril. Las industrias ferrocarrileras de Suecia, Gran Bretaña, Francia y Alemania, están ya utilizando adaptadores de resorte para cajas de ejes. Estos componentes, que pesan 30 Kg., son 30% mas ligeros que las piezas de hierro dúctil que se utilizaban anteriormente (debido a que la sección necesaria para la misma resistencia es menor). Otros intereses de esta industria incluyen a las ruedas de vagón.

La combinación de alta resistencia, resiliencia, y excelente maquinabilidad, (generalmente a un costo menor que el de materiales competitivos), es el llamativo principal del hierro dúctil austemperizado. Los diseñadores por lo general explotan y aprovechan estas propiedades para producir piezas mas ligeras. Por esta razón, la mayoría de las piezas de ADI que hoy en día se producen se utilizan en el campo del transporte y la maquinaria. En la tabla 2 se hace una comparación del ADI con materiales similares y competitivos. Estas propiedades del ADI son muy versátiles ya que dependiendo del tipo de ADI que uno desee se pueden obtener las propiedades mecánicas correspondientes (35).

	-----HIERROS-----			-----ACEROS-----		
	ADI	Gris	Maleable	Dúctil	Fundido	Forjado
Espec. ASTM	---	A48	A602	A536	A27	A29G, A-D
Res. Ten. (Ksi)	115-200	20-60	50-105	50-100	50-70	80-170
Res. Ced. (Ksi)	85-140	---	32-85	40-70	30-40	45-140
Elongación (%)	10-2	(1	10-1	15-3	74-22	22-10

Tabla 2. Cuadro comparativo de las propiedades mecánicas del ADI y otros materiales ferrosos (35).

COMENTARIOS.

Los factores económicos, técnicos, y metalúrgicos son todos importantes (33), y aunque existe la necesidad de desarrollar mejores controles para monitorear las técnicas de producción (31), la cantidad de usos está ya en los cientos de aplicaciones (32,37,39).

El ADI desarrollará el crecimiento mas rápido que se haya visto en la industria de la fundición en los últimos veinte años (33).

El ADI no es una panacea, pero está encontrando su lugar en el mundo de los materiales. Aquellas compañías que se involucren con el ADI, si lo llegan a manejar, y lo hacen bien, tendrán una muy buena perspectiva económica (33).

FIGURAS

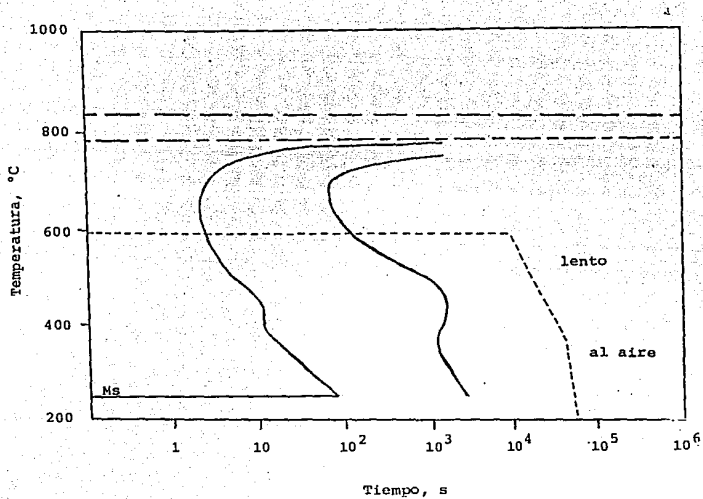


Figura 1. Diagrama T-T del hierro dúctil. La línea punteada representa el tratamiento térmico de alivio de tensiones.

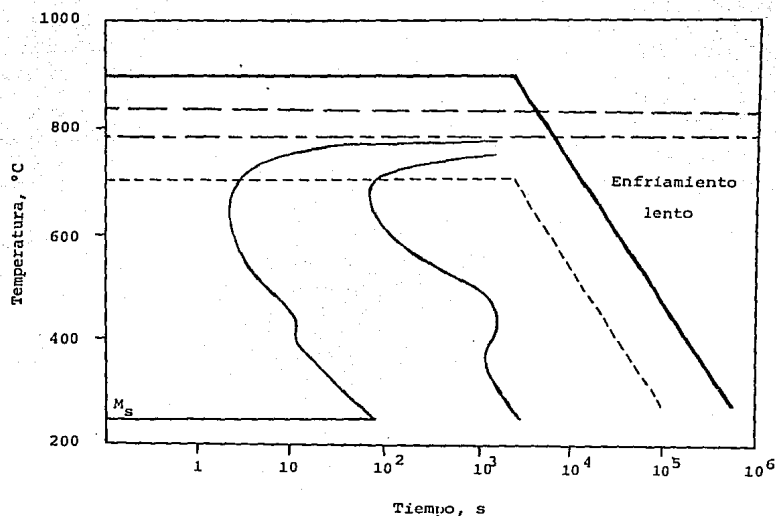


Figura 2. Diagrama T-T-T del hierro dúctil. La línea punteada representa el tratamiento térmico para aumentar la tenacidad. La línea sólida representa este mismo tratamiento para un hierro con grandes cantidades de carburos presentes en la estructura.

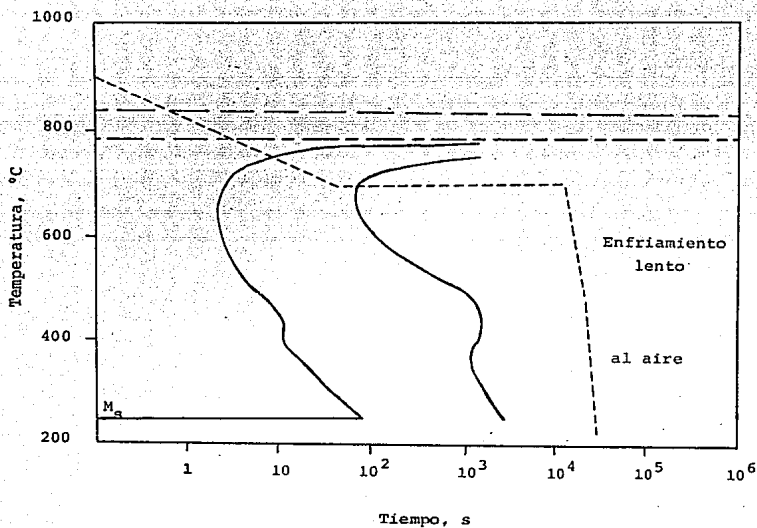


Figura 3. Diagrama T-T del hierro dúctil. La línea punteada representa el tratamiento térmico de recocido.

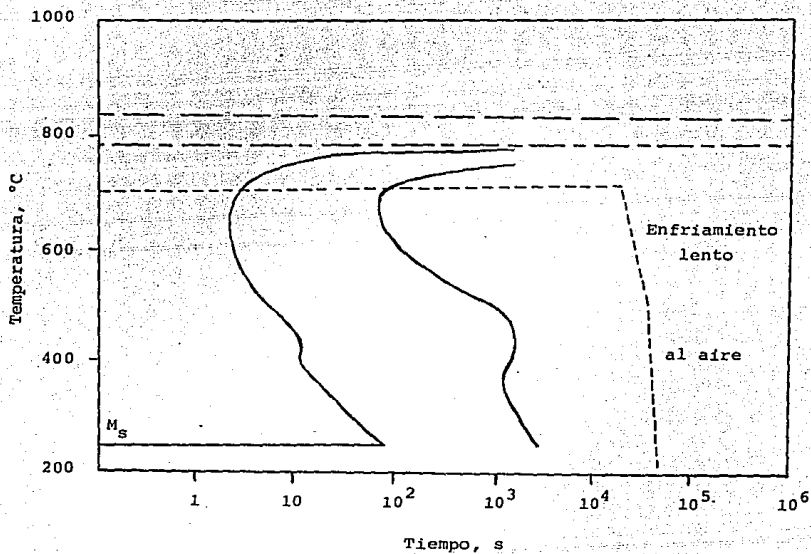


Figura 4. Diagrama T-T del hierro dúctil. La línea punteada representa el tratamiento térmico de recocido subcrítico.

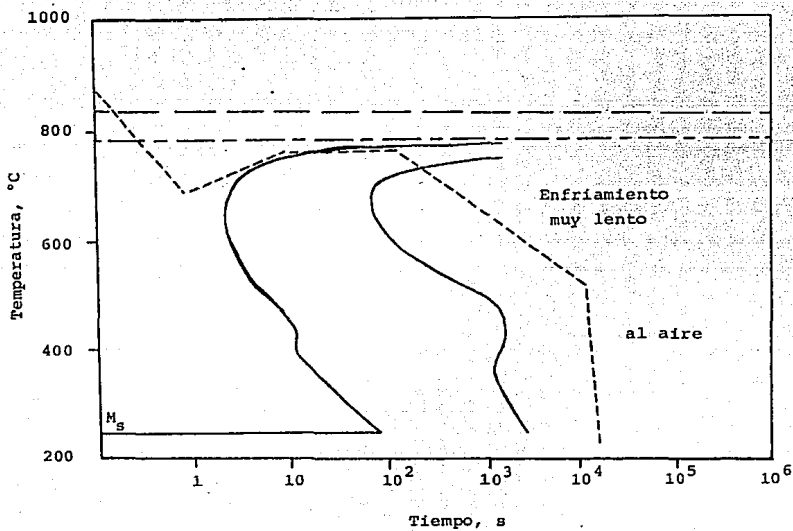


Figura 5. Diagrama T-T-T del hierro dúctil. La línea punteada representa el tratamiento térmico de recocido hipertróico.

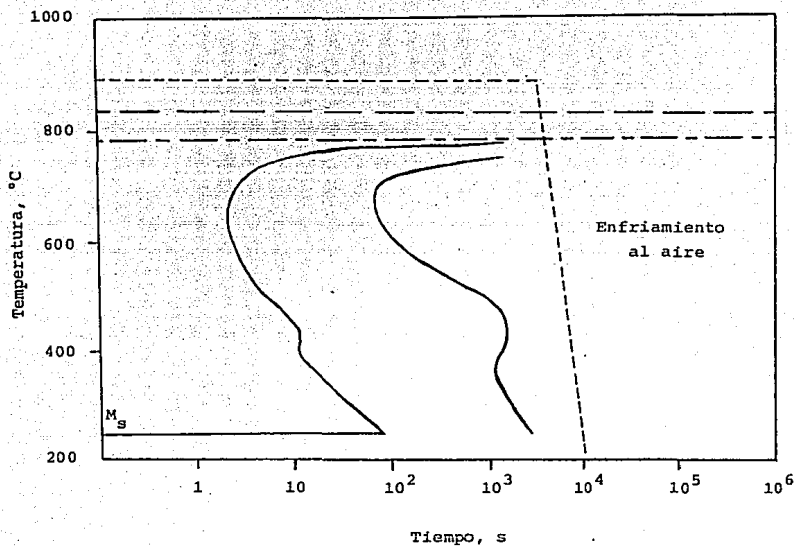


Figura 6. Diagrama T-T-T del hierro dúctil. La línea punteada representa el tratamiento térmico de normalizado.

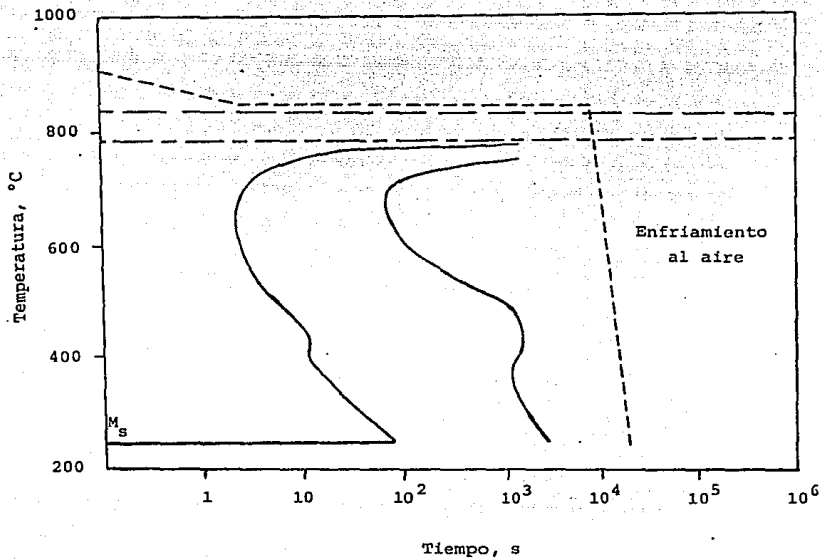


Figura 7. Diagrama T-T-T del hierro dúctil. La línea punteada representa el tratamiento térmico de normalizado en dos pasos.

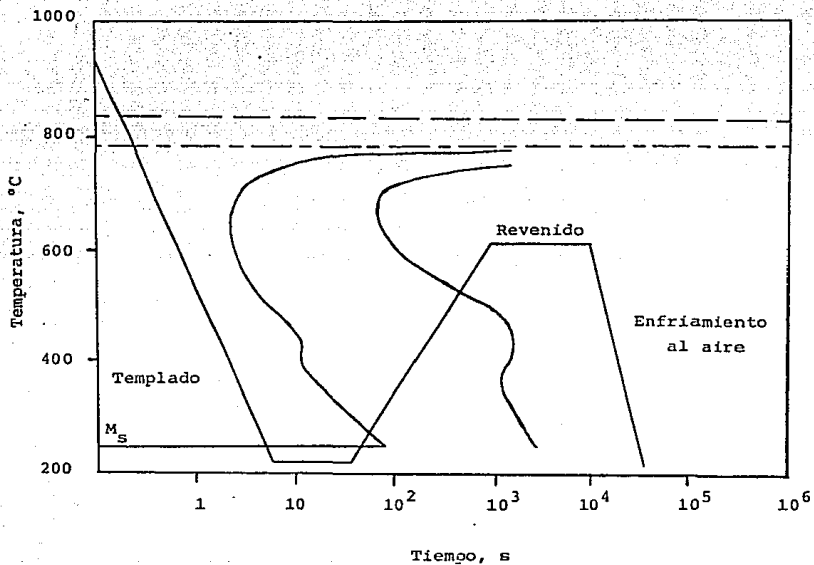


Figura 8. Diagrama T-T-T del hierro dúctil. La línea sólida representa los tratamientos térmicos de temple y revenido.

% Si	RESISTENCIA A LA TENSION (N/mm^2)	δ_c (μm)	K_{IC} ($MN/m^{3/2}$)
2.6	950-1000	38.6	83.8
3.0	950-1000	50.2	95.1

Figura 9. Efecto del contenido de silicio sobre la resistencia a la fractura en hierros dúctiles austemperizados (11).

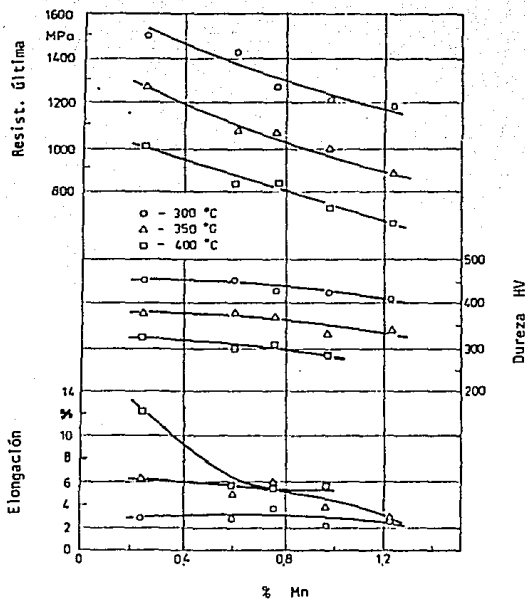


Figura 10. Propiedades mecánicas del hierro dúctil bainítico (después del austempering) vs. contenido de manganeso (13).

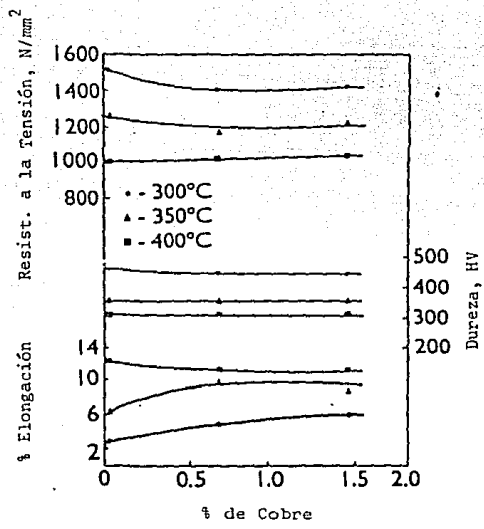


Figura 11. Efecto del contenido de cobre sobre las propiedades mecánicas de los hierros dúctiles austemperizados (11).

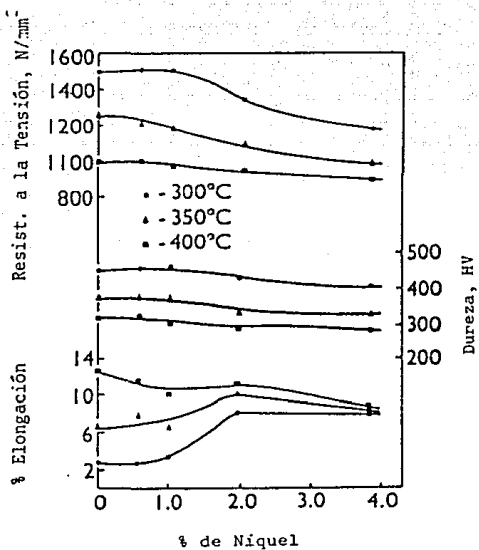


Figura 12. Efecto del contenido de níquel sobre las propiedades mecánicas de los hierros dúctiles austemperizados (11).

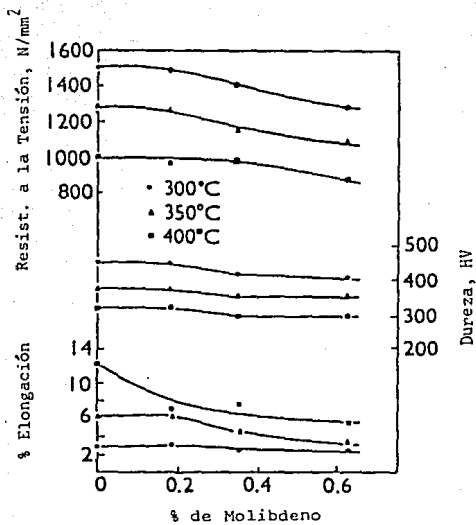


Figura 13. Efecto del contenido de molibdeno sobre las propiedades mecánicas de los hierros dúctiles austemperizados (11).

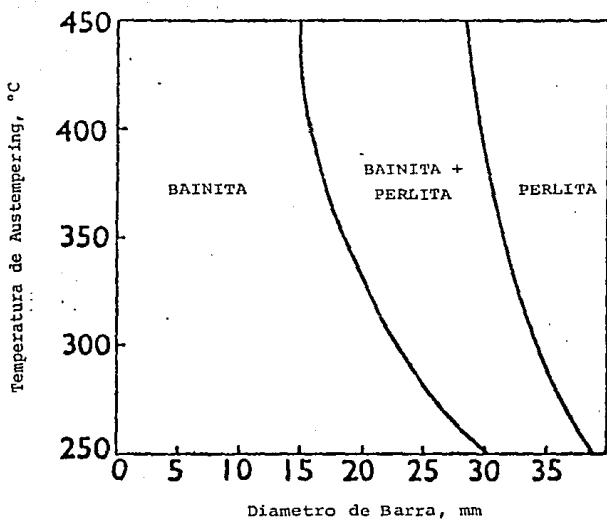


Figura 14. Efectos del diámetro de barra y la temperatura de austempering sobre los constituyentes microestructurales producidos en el centro de la barra (11).

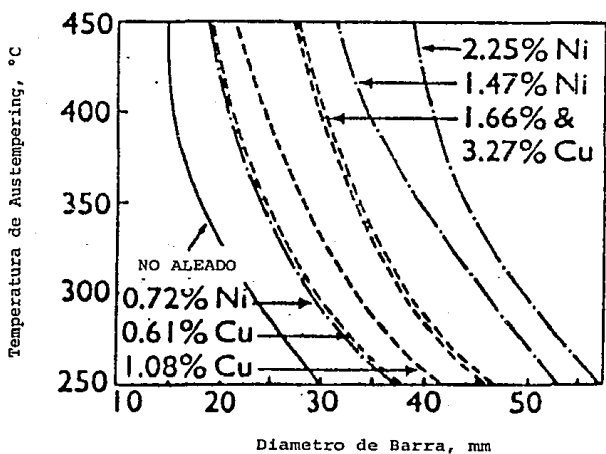


Figura 15. Efectos del contenido de níquel y cobre sobre el diámetro máximo de barra que puede austemperizarse sin la formación de perlita. La composición base del hierro dúctil es de 3.5% C, 2.0% Si y 0.25% Mn (11).

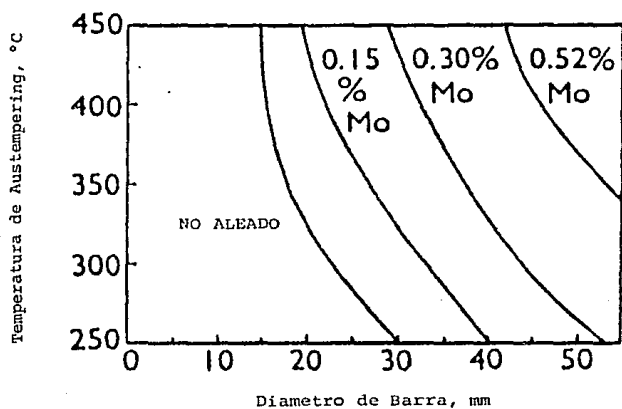


Figura 16. Efecto del contenido de molibdeno sobre el diámetro máximo de barra que puede austemperizarse sin la formación de perlita. La composición base del hierro dúctil es de 3.5% C, 2.0% Si y 0.25% Mn (11).

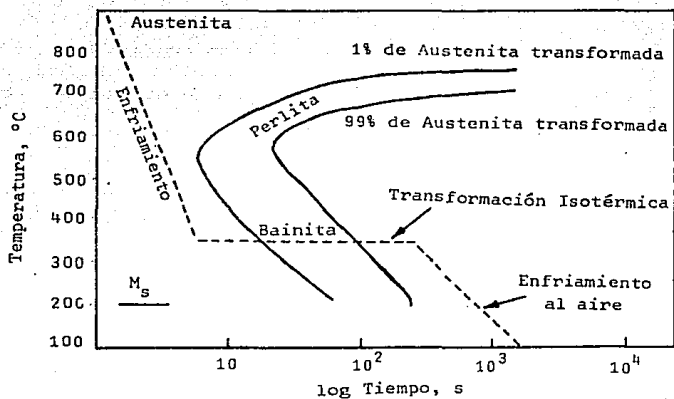


Figura 17. Diagrama T-T-T del hierro dúctil. La línea punteada representa el tratamiento térmico de austempering (11).

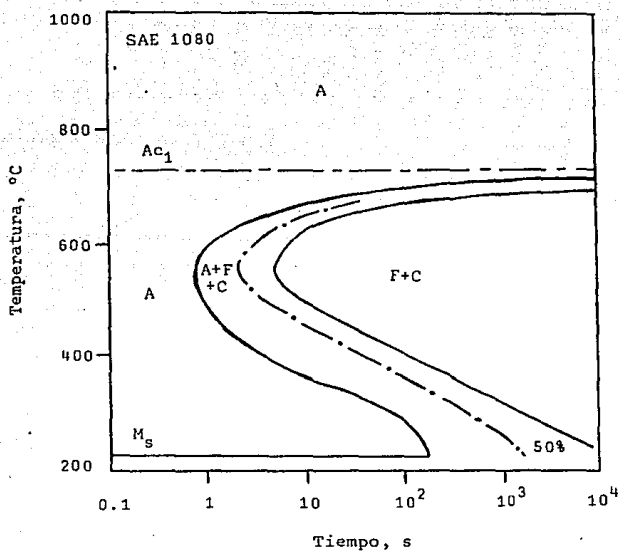


Figura 18. Diagrama T-T de un acero 1080 SAE (2).

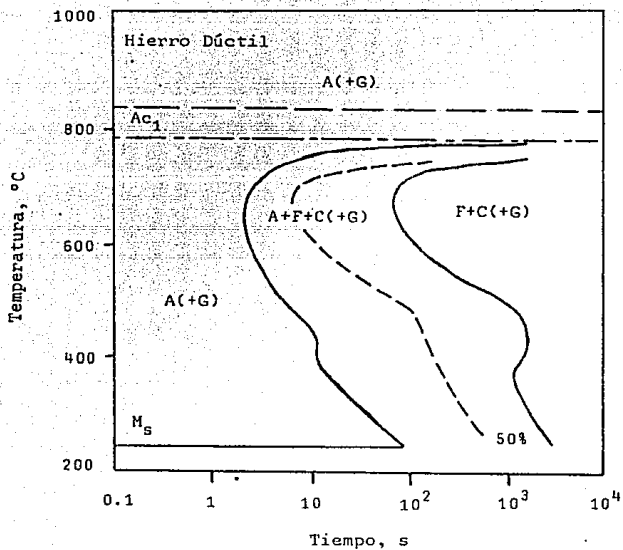


Figura 19. Diagrama T-T-T de un hierro dúctil, en el cual se muestran las fases presentes en las microestructuras (2).

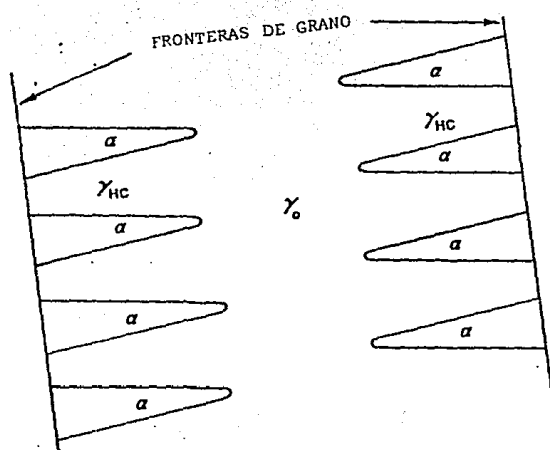


Figura 20. Ilustración esquemática de las agujas de ferrita bainítica (α) creciendo desde las fronteras de grano hacia la austenita original (γ_0) y creando zonas de austenita de alto carbono (γ_{HC}) (6).

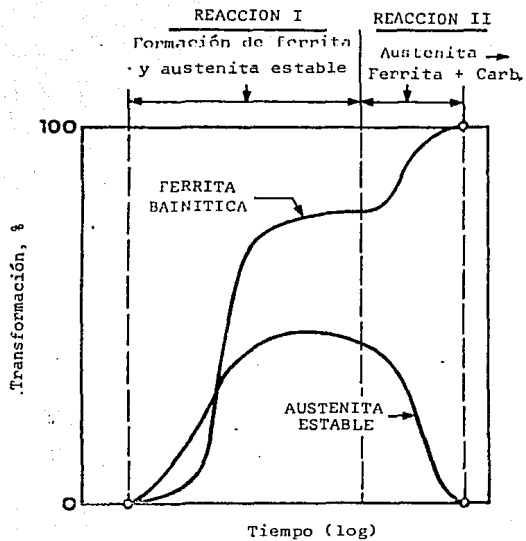


Figura 21. Transformación de la austenita durante el austempering (6).

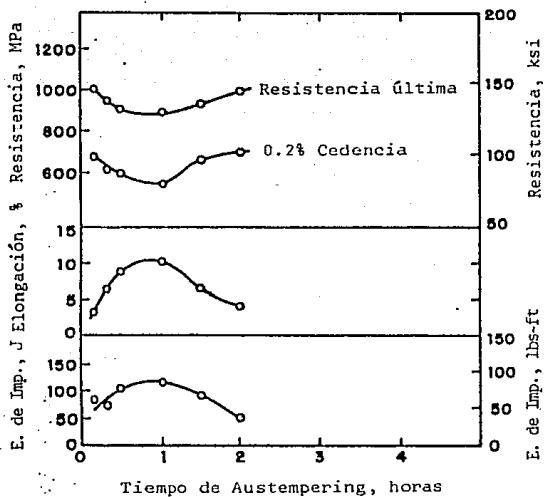


Figura 22. Influencia del tiempo de austempering a 375 °C sobre las propiedades mecánicas de un hierro dúctil no aleado (6).

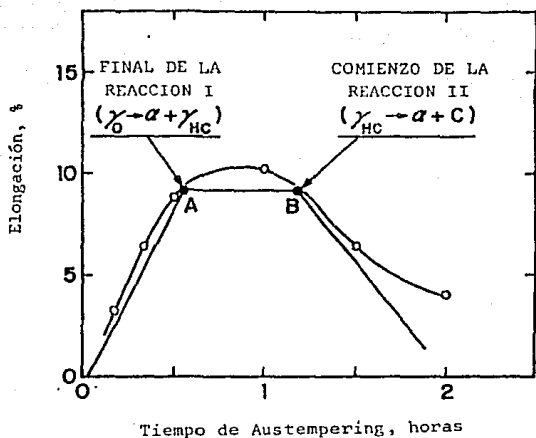


Figura 23. Caracterización idealizada de la influencia de las dos reacciones sobre la ductilidad durante el austempering. Austenita original (γ_0), ferrita bainítica (α), austenita con alto contenido de carbono (γ_{HC}), y carburos (C) (6).

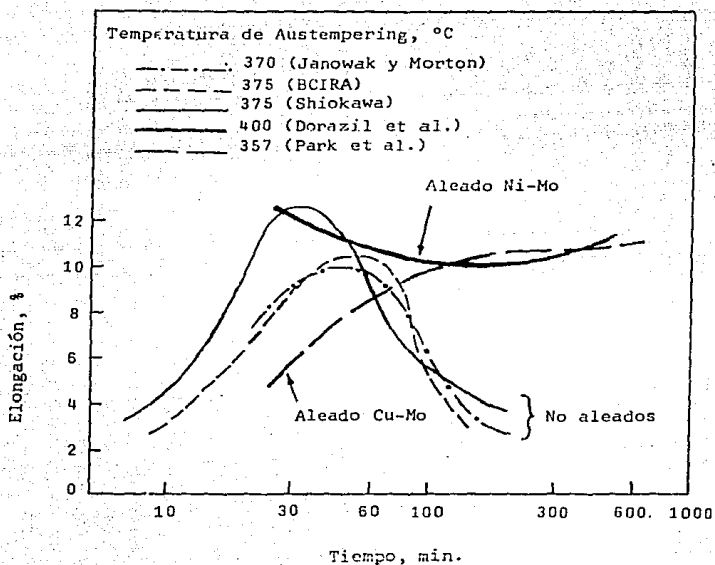


Figura 24. Efecto del tiempo de austempering sobre la elongación para distintos hierros dúctiles (2).

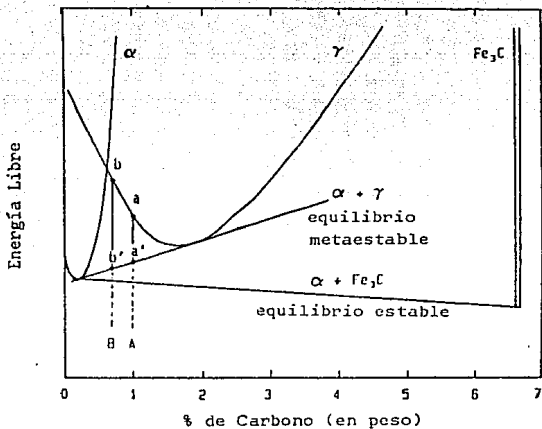


Figura 25. Diagrama esquemático de energía libre-composición que muestra la austenita (γ), ferrita (α), y la cementita (Fe_3C) a una temperatura en el rango de la austemperización (5).

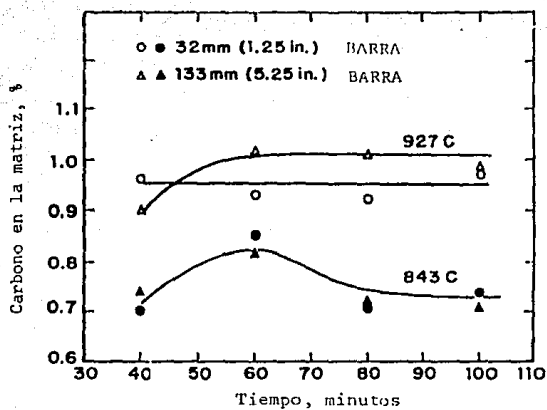


Figura 26. Contenido de carbono en la matriz como función del tiempo de permanencia para un hierro dúctil aleado con 1.5%Ni-0.3%Mo (6).

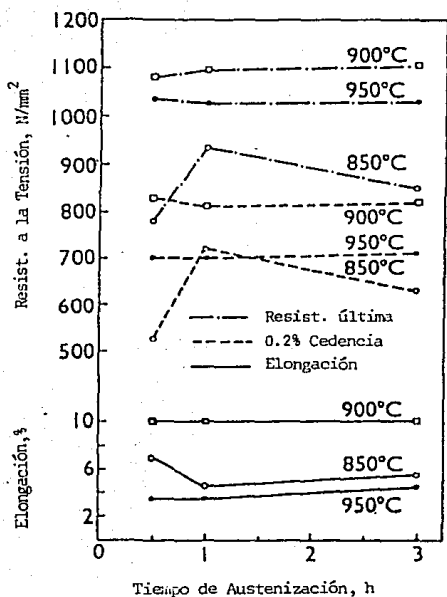


Figura 27. Efectos del tiempo y la temperatura de austenización sobre las propiedades mecánicas de un hierro dúctil austemperizado durante 1 hr a 375 °C (11).

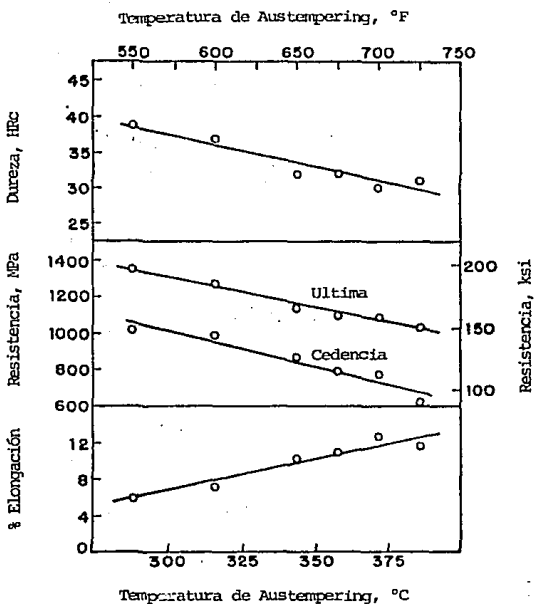


Figura 28. Propiedades mecánicas de muestras de barras de 100 mm de diámetro de hierro dúctil aleado con 1.5%Ni-0.3%Mo y austenizado a 900 °C (14).

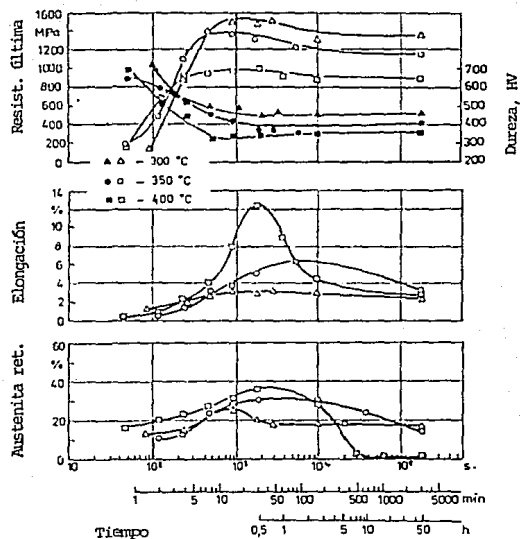


Figura 29. Efecto de tiempo de permanencia del austempering a temperaturas de 300, 350, y 400 °C sobre la resistencia última a la tensión, elongación, dureza, y cantidad de austenita retenida del hierro dúctil austemperizado (19).

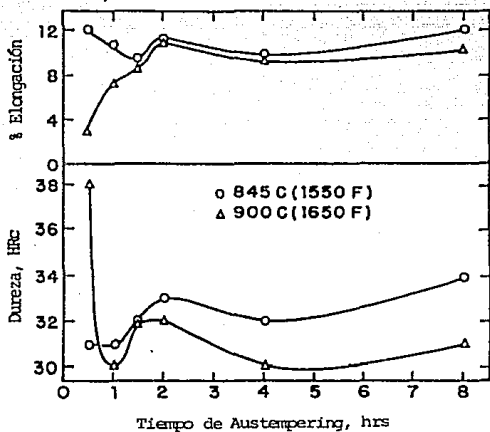


Figura 30. Dureza y elongación para muestras de barras de 100 mm de diámetro de hierro dúctil aleado con 1.5%Ni-0.3%Mo y austenizado a 845 y 900 °C (14).

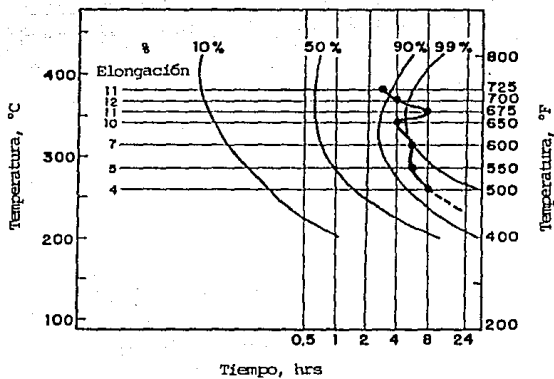


Figura 31. Diagrama de transformación isotérmica que muestra el tiempo requerido para alcanzar máxima elongación para un hierro dúctil aleado con 1.5%Ni-0.3%Mo y austenizado a 900 °C (14).

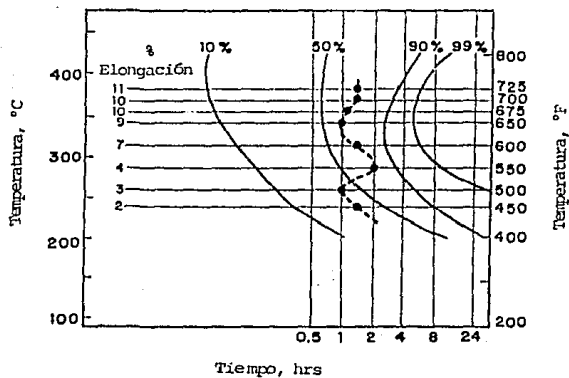


Figura 32. Diagrama de transformación isotérmica que muestra el tiempo del primer pico de la elongación para un hierro dúctil aleado con 1.5%Ni-0.3%Mo y austenizado a 900 °C (14).

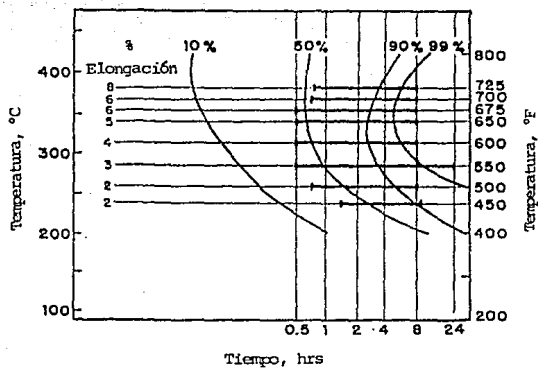


Figura 33. Diagrama de transformación isotérmica que muestra los tiempos de austempering necesarios para alcanzar un mínimo de 50% de la elongación máxima para un hierro dúctil aleado con 1.5%Ni-0.3%Mo y austenizado a 900 °C (14).

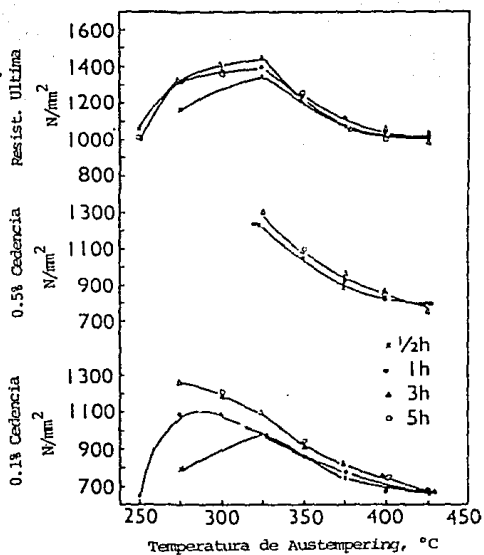


Figura 34. Efectos del tiempo y la temperatura de austempering sobre las propiedades mecánicas de los hierros dúctiles austemperizados (11).

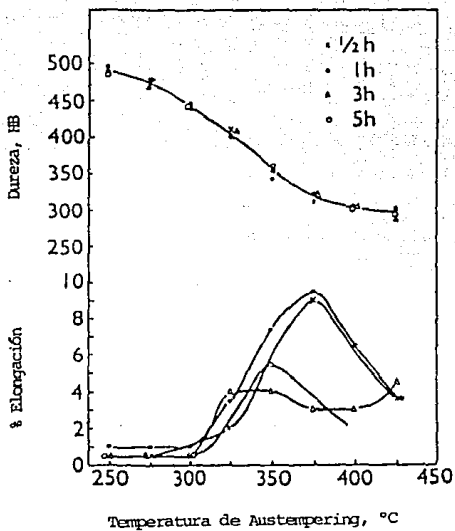


Figura 35. Efectos del tiempo y la temperatura de austemperado sobre la dureza y el porcentaje de elongación de los hierros dúctiles austemperizados (11).

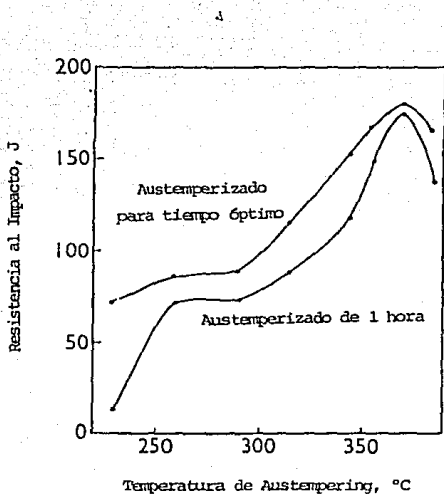


Figura 36. Efecto del contenido de molibdeno sobre el diametro de barra máximo que puede austemperizarse sin la formación de perlita. La composición básica del hierro dúctil es de 3.5% C, 2.0% Si y 0.25% Mn (11).

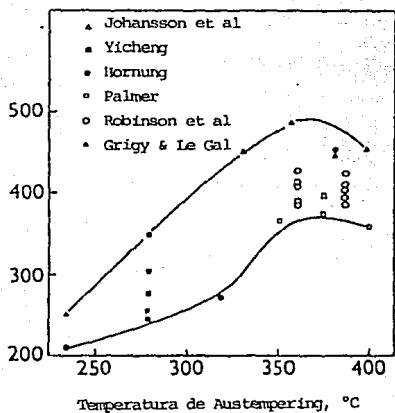


Figura 37. Efecto del contenido de níquel y cobre sobre el diámetro de barra máximo que puede austemperizarse sin la formación de perlita. La composición básica del hierro dúctil es de 3.5% C, 2.0% Si y 0.25% Mn (11).

Capitulo VI : Bibliografía

1. Karsay, S.I. "Ductile iron production, state of the Art." Quit-Fel et Titane Inc. Vol.1, 1976.
2. Harding, R.A. & Gilbert, G.N., "Why the Properties of Austempered Ductile Irons Should Interest Engineers," The British Foundryman, December 1986, pg. 489-495
3. Beckwith, C.A. & Gordillo, J.P., "Desarrollo del Proceso de Fabricación del A.D.I.," Trabajo no Publicado, CIATEQ, QRO. Mexico, 1988-1989.
4. Mikelonis, P. "The Basics of Heat Treating Castings," Modern Casting, Sept. 1982 pg. 26-28.
5. Guzman, R. " Temple y Revenido del Hierro Ductil" (Tesis) UNAM, Fac. de Química 1986 pg. 24-25.
6. Karsay, S.I. "Ductile Iron Production Practices," American Foundrymen 's Society Publication, 1st Ed. 1979 pg. 133-142.

7. Janowak, J.F. & Gundlach R.B. "Approaching Austempered Ductile Iron properties by Controlled Cooling in the Foundry," Journal of Heat Treating. Vol.4, No.1 June 1985, pg.25-31.
8. Harding, R.A. "Effects of Metallurgical Process Variables on Austempered Ductile Irons," Metal & Materials, September 1983, pg.65-71.
9. Dorazil, E. "Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron," Foundry Management and Technology, July 1986, pgs. 36-45.
10. Luyendijk, T. & Neiswaay, H. "The Influence of Silicon on the Toughness of Bainitic Ductile Iron," 50th International Foundry Congress, Cairo, Egypt, November 6-11, 1983.
11. Dorazil, E., Barta, B., Musterova, E. "Mechanical Properties of Isothermally Heat-Treated Nodular Cast Iron with 1.72 to 4.64% Si," Slevantství, 1979: 27 (2) 49-53. BISITS Translation BISI 18634.
12. Dorazil, E. et. al "High Strength Bainitic Ductile Cast Iron," AFS International Cast Metals Journal, June 1982 pg.52-61.

13. Lo-Kan, "Metallurgical and Technological Features of Rare-Earth Magnesium Nodular Cast Iron and its Applications," Proc. 43rd International Foundry Congress, Bucharest, September 5-10, 1976.
14. Harris, D.A. & Maitland, R.J. "Products of the Isothermal Decomposition of Austenite in a Nodular Graphite Cast Iron," BCIRA: Developments for Future Foundry Prosperity. Conf. Proc., Univ. of Warwick, April 2-4, 1985.
15. Scholz, W. & Semchyshen, M., "Effect of Molybdenum on the Hardenability of Ductile Cast Iron," Modern Casting, Jan., 1968.
16. Reynolds, C., Whittington, W. & Taylor, H., "Hardenability of Ductile Cast Iron," AFS Transactions, Vol. 63, pp. 116-122.
17. Dorazil, E. et al "A Low Alloy Bainitic Ductile Cast Iron," Strojirenstvi, 1979:29, (8), pg 475-478. V.E. Rieckansky Translation VR/1534/79.
18. Janowak, J.F. & Gundlach, R.B. "Development of a Ductile Iron for Commercial Austempering" AFS Transactions Vol. 86, 1983, pg. 377-388.

19. Grindahl, R.B. and General Motors Corp. "High Stress Nodular Iron Gears and Method of Making Same," U.S. Patent 4 222 793, September 16, 1980.
20. Hattori, T. & Sat, K., Toyo Kogyo Co. LTD. "A Process for Production of Ductile Cast Iron Toothed Wheel," Japanese Patent Application, 1980-172949, December 8, 1980.
21. Pont-a-Mousson, SA & Bellocci, R. "Centrifugally Cast Tube of Spheroidal Graphite Cast Iron and its Method of Manufacture," UK Patent Application GB 2 117 000 A, 16 of February, 1983.
22. Gundlach, R.B. & Janowak, J.F. "Austempered Ductile Iron Combines Strength with Toughness and Ductility," Metal Processes, July 1985, pg.19-26
23. Fuller, A.G., Harding R.A., Hughes I.C., "Austempered Ductile Irons-Their Significance and Present Applications," Foundry Trade Journal, Oct. 10, 1985 pg.277-286.
24. Amax Inc. "Austempered Ductile Iron," Amax Inc. 1985 pg.1-9.

25. Moore, D.J., Rouns, T.N. & Rundman, K.B. "The Effect of Heat Treatment, Mechanical Deformation, and Alloying Element Additions on the Rate of Bainitic Formation in Austempered Ductile Irons," *Journal of Heat Treating*, Vol. 4 No. 1, June 1985, pg. 7-24.

26. Sanvik, B.P.J. "The Bainite Reaction in Fe-Si-C Alloys: The Primary Stage," *Metalurgical Transactions*, Vol. 13A, pg. 777-787, May 1982.

27. Sanvik, B.P.J. "The Bainite Reaction in Fe-Si-C Alloys: The Secondary Stage," *Metalurgical Transactions*, Vol. 13A, pg. 789-800, May 1982.

28. Janowak, J.F. & Morton, P.A. "A Guide to Mechanical Properties Possible by Austempering 1.5% Ni-0.3% Mo Ductile Iron," *AFS Transactions*, Vol. 87, 1984, pg 17-23.

29. Cox, G.J. "The effect of Austempering Time on the Properties of High-Strength S.G. Iron," *The British Foundryman*, June 1986 pg. 215-219.

30. Shiokawa, T. "Austempering of Nodular Cast Irons, Their Mechanical Properties and Some Practical Applications," 59th Japan Ductile Cast Iron Association Conference, November 17, 1978.
31. Heine, H.J., "Conference Studies-Austempered Ductile Iron," Foundry Management & Technology, Aug. 1984, pg. 26-30.
32. Lewis, C.F., "Austempered Ductile Iron Casts About for New Applications," Materials Engineering, Feb. 1986, pg. 45-48.
33. Janowak, J.F., "Iron Foundries Facing Tough Questions on ADI," Heat Treating, May. 1985, pg. 24-30.
34. Heine, H.J., "Heat Treating '87," Foundry Management & Technology, Nov. 1987, pg. 26-31.
35. Forrest, R.D., "Austempered Ductile Iron for Both Strength and Toughness," Machine Design, Sep. 1985, pp. 34-37.
36. Amstead, B.H. & Ostwald, P.F. "Manufacturing Processes" John Wiley & Sons, 7th Ed. 1979 pg. 173-174.
37. Barr, R.Q. & Janowak, J.F., "Austempered Nodular Cast Irons," Molybdenum Mosaic, Vol 5, No. 3, pg. 1-4.

38. Parks, L., "Spheroidal Graphite Iron - a Winner Inade-
quately Backed ?," Foundry Trade Journal, Feb. 1985,
pg. 26-27.