

14
2ej-



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

TRATAMIENTO ISOTERMICO DE AUSTEMPLE PARA
LA FABRICACION INDUSTRIAL DE
HIERROS DUCTILES



SECRETARIA DE EDUCACION PUBLICA
UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO
FACULTAD DE QUIMICA

TRABAJO DE TESIS
PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO QUIMICO METALURGICO
P R E S E N T A :
FERNANDO MARTIN MOLINA RAMOS



MEXICO, D. F.,

1992

FALLA DE ORIGEN



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

I N D I C E

		No. de Página
1	INTRODUCCION	4
1.1	Historia del hierro	5
1.1.1	Hierros aciculares colados en molde	6
1.1.2	Hierros aciculares normalizados	7
1.1.3	Revenido acicular positivo	7
1.1.4	Hierro dúctil austemplado	9
1.1.8	Reacción de austemple	18
1.1.6	Definiciones	18
1.2	Influencia del tiempo y temperatura durante el tratamiento de austemple	22
1.3	Influencia de los elementos aleantes	35
1.3.1	Carbono	37
1.3.2	Silicio	37
1.3.3	Manganeso	37
1.3.4	Molibdeno	39
1.3.5	Cobre	39
1.3.6	Níquel	40

		No. de Página
1.4	Análisis metalográfico	44
1.4.1	Cinética de reacción del ADI en la etapa I	49
1.4.2	Cinética de reacción del ADI en la etapa II	51
1.4.3	Cinética de reacción bainítica en aceros al silicio	52
1.5	Análisis de propiedades mecánicas	56
1.6	Tratamientos térmicos	64
1.7	Aplicación de los tratamientos térmicos a hierros	65
1.7.1	Recocido	65
1.7.2	Normalizado	67
1.7.3	Temple	68
1.7.4	Austemple	70
1.7.5	Martemple	71
1.7.6	Endurecimiento superficial	72
1.7.7	Alivio de esfuerzos	73
2	DESARROLLO EXPERIMENTAL	
2.1	Descripción	74

		No. de Página
3	ANALISIS DE RESULTADOS	
3.1	<i>Análisis particular de cada variable</i>	85
3.2	<i>Análisis metalográfico</i>	86
3.3	<i>Análisis de las propiedades mecánicas</i>	87
4	DISCUSION DE RESULTADOS	91
5	APLICACIONES	94
6	CONCLUSIONES	95
	<i>Figuras y tablas</i>	98
7	BIBLIOGRAFIA	160

1 INTRODUCCION

El objetivo de esta tesis es la aplicación del tratamiento térmico o isotérmico llamado austemple (austempering) a hierros nodulares o ductiles usados en la industria para diferentes usos y aplicaciones.

El propósito de la parte experimental es obtener las condiciones óptimas -- del tratamiento térmico de austemple en determinados hierros nodulares.

Las variables y parámetros del tratamiento son determinantes para obtener -- buenos resultados. Las variables involucradas en esta investigación son:

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

Las condiciones óptimas del tratamiento deben fundamentarse en resultados -- de pruebas mecánicas y metalografías a través de figuras, tabulaciones y fotomicrografías; así como documentos antecedentes a esta investigación. Estos resultados deben complementarse entre sí para poder convencer que el -- trabajo realizado tiene validez.

Otra hipótesis saber si cualquier hierro dúctil puede someterse a tratamiento de austemple y lograr resultados satisfactorios en cuanto a mejoramiento en las propiedades mecánicas.

1.1 Historia del hierro.

El hierro fundido en general es aún considerado como un material con propiedades inferiores relegado a ciertos usos comunes; como tapas de coladera, bancadas para máquina, bases, etc. No obstante los avances tecnológicos y particularmente al descubrimiento del hierro dúctil en los años cuarenta continúan conservando y fortaleciendo la llegada de los hierros fundidos.

El desarrollo del hierro dúctil ocurre en los años cuarenta y principios de los cincuenta, por un tratamiento al hierro líquido con Magnesio, por el cual el grafito precipita en forma esferoidal.

Este grafito esferoidal se presenta como partículas individuales dispersas en la matriz del hierro, dando como resultado un material de acción prolongada, no quebradizo y con características mecánicas mejores que las del hierro gris aún cuando el proceso de fabricación sea el mismo (ver tabla 1).

Las desventajas que presenta el hierro gris es la fragilidad y baja resistencia al impacto como resultado de la forma del grafito en la estructura.

Las ventajas del hierro dúctil es que en condiciones de fundición alcanza una resistencia a la tracción de 689.5 MPa (170.31 kgf/mm²) y un alargamiento en algunos casos hasta 20% (ver tabla 2 y figura 1).

1.1.1 Hierros aciculares colados en molde.

En 1930 y 1940 los metalurgistas desarrollaron un hierro gris con una estructura de alta resistencia por la adición de elementos como el Ni, Mo, Cu, Mn en cantidades suficientes para inhibir la transformación perlítica durante un enfriamiento normal en el molde, llamados aciculares por la estructura resultante.

En 1950 después de inventar el hierro dúctil, también se desarrolla el hierro dúctil acicular (las propiedades del hierro dúctil acicular se describen en la tabla 3 así como su micrografía).

Los hierros aciculares tienen una excelente resistencia a la fricción acompañada de alta resistencia a la tracción, tenacidad y debido a las cantidades sustanciales de austenita existe un endurecimiento natural al trabajarlo.

En el hierro dúctil austemplado, la estructura acicular es un compuesto de varias estructuras bainitas en coexistencia con martensita y austenita retenida.

La microestructura puede sufrir grandes cambios provocados por una pequeña variación en el tipo de enfriamiento y consecuentemente variación en las propiedades mecánicas. Otros factores que influyen en la microestructura es la temperatura de colada y del molde.

La composición relativa, el tipo de enfriamiento y la diferencia de microestructura fueron reportadas por Tokunaga (ver figura 2 y 3).

Los hierros dúctiles más comunes son menos sensibles a la variación del tiempo de agitación, durante la adición de los elementos aleantes, tiempos de colada y otros parámetros.

1.1.2 Hierros aciculares normalizados.

Estos hierros se producen con un tratamiento térmico de normalizado y con bajos contenidos de aleación. En hierros enfriados en molde, se produce una estructura perlítica de colada. Las propiedades resultan del control de la temperatura de austenización y el enfriamiento.

1.1.3 Revenido acicular positivo.

El enfriamiento inicial de moldes es una alternativa en el desarrollo de una estructura acicular. Tal estructura contiene martensita y austenita retenida junto con varios tipos y formas de bainita. Un revenido moderado de este hierro puede provocar una estructura compuesta de bainita, martensita y austenita retenida, con característica de alta tenacidad.

Para obtener en el austemple una estructura bainítica y/o austenítica con propiedades y características particulares se deben partir de un hierro dúctil aleado adecuadamente (Ni-Cu-Mo) y durante el tratamiento controlar bien las temperaturas.

Para considerar al proceso con un costo accesible, deben involucrarse solamente enfriamientos al aire y materiales aislantes.

Las ventajas y desventajas de un sistema de enfriamiento controlado dependen de los métodos empleados y los métodos de referencia con los que se compare.

La técnica para efectuar un buen tratamiento térmico del ADI depende del control de enfriamiento que hace posible la obtención de una buena tenacidad y alta resistencia.

Cuando no se requiere de alta resistencia, alta tenacidad y buena ductilidad el ADI puede sustituirse por otros tratamientos térmicos opcionales.

El ADI es una nueva clase de hierro dúctil con el doble de resistencia a la tracción que los hierros dúctiles normales, además posee excelentes propiedades de tenacidad, fatiga, resistencia al desgaste (como se indica en la tabla 4 y figura 4).

El ADI es la única combinación de alta resistencia y tenacidad; sin embargo el austemple no es un tratamiento térmico común y por eso es prudente revisar los diferentes métodos de obtener las diferentes microestructuras así como el temple y revenido, control de enfriamiento y control del mismo austemple (ver figuras 5 y 6).

1.1.4 Hierro dúctil austemplado.

El austemple es un proceso de tratamiento térmico, donde el material es austenizado a una temperatura del 816° a 955 °C y templado a una temperatura entre 205 °C hasta 425 °C, manteniendo isotérmicamente por un tiempo -- prescrito (las condiciones térmicas se indican en la figura 7).

Durante el austemple el hierro debe tener un enfriamiento rápido para evitar la transformación a ferrita y perlita.

El enfriamiento debe interrumpirse arriba de la región martensítica evitando la formación de martensita frágil.

El tiempo de austemple debe limitarse para prevenir la descomposición completa de la austenita en carburos bainíticos indeseables.

Las propiedades que resultan del austemple son determinadas por la temperatura de austenización y los tiempos del ciclo del austemple.

La figura 8 distingue dos tipos de bainita por consiguiente una diferencia en propiedades que son consecuencia de las diferentes estructuras bainíticas.

Las principales ventajas del ADI es alta tenacidad y ductilidad las cuales son posibles con una estructura de alta resistencia.

1.1.4 Hierro dúctil austemplado.

El austemple es un proceso de tratamiento térmico, donde el material es austenizado a una temperatura del 816° a 955°C y templado a una temperatura entre 205°C hasta 425°C , manteniendo isotérmicamente por un tiempo -- prescrito (las condiciones térmicas se indican en la figura 7).

Durante el austemple el hierro debe tener un enfriamiento rápido para evitar la transformación a ferrita y perlita.

El enfriamiento debe interrumpirse arriba de la región martensítica evitando la formación de martensita frágil.

El tiempo de austemple debe limitarse para prevenir la descomposición --- completa de la austenita en carburos bainíticos indeseables.

Las propiedades que resultan del austemple son determinadas por la temperatura de austenización y los tiempos del ciclo del austemple.

La figura 8 distingue dos tipos de bainita por consiguiente una diferencia en propiedades que son consecuencia de las diferentes estructuras bainíticas.

Las principales ventajas del ADI es alta tenacidad y ductilidad las cuales son posibles con una estructura de alta resistencia.

La falta de respuesta de los hierros al austemple es una de las principales limitaciones del proceso.

Los elementos de aleación se adicionan para retardar la transformación metalúrgica a altas temperaturas (ver figura 9 esquema simplificado de un diagrama de transformación en enfriamiento continuo).

Nota.- La región de la perlita y la bainita no se intersepta por la curva de enfriamiento y la estructura final está formada por una ferrita acicular (bainita), martensita y austenita retenida.

El austemple es un tratamiento térmico usado y aplicado comúnmente en aceros por más de 50 años; sin embargo las estructuras obtenidas son muy diferentes a las obtenidas en el ADI.

El tratamiento térmico de austemple (austempering) en hierros comenzó a explorarse en los años cincuenta por la Cía. Harvester Internacional.

Este desarrollo permaneció latente hasta mediados de los sesenta cuando Kimy Kymmene en Finlandia y General Motors Company en Estados Unidos --- demostraron el potencial del ADI como un material capaz de reemplazar un acero forjado.

Hasta la década de los 70's la explotación de estos materiales había sido escasa, el desarrollo comercial del hierro grafitesferoidal en la producción de estructuras bainíticas en la matriz, austemplados por tratamiento térmico en su primera etapa, mostraba una combinación de propiedades deseables, en las que se incluyen alta resistencia, ductilidad, tenacidad y resistencia al desgaste.

Desde 1978 el interés por el ADI para diferentes aplicaciones en el campo como en proyectos de ingeniería destacando las propiedades mecánicas, y -- estableciéndose como una nueva clase de material de ingeniería (ver tabla-5).

En piezas como cigüeñales, árbol de levas, ruedas de ferrocarril y engranes presentado un amplio uso en el área automotriz. Las ventajas que presentan estos materiales son la facilidad al desbaste, maquinabilidad y bajos costos de tratamiento.

La principal característica en la producción del ADI es asegurar las propiedades homogéneas en la variación de espesores a través de las diferentes etapas de tratamiento.

El proceso de austemple consta de un calentamiento a una temperatura de -- austenización (930° aproximadamente) seguido del temple en un baño de sales fundidas manteniendo a temperatura constante en el intervalo de transformación bainítica (de 200 a 400 °C) por el tiempo necesario para que ocurra la transformación.

A pesar de la naturaleza compleja de la reacción bainítica muchas piezas son producidas con el ADI satisfactoriamente. Las propiedades de este material combinadas con los avances tecnológicos prometen un futuro brillante en la fundición del ADI.

Durante el tratamiento térmico los hierros dúctiles presentan un cambio dimensional por lo que frecuentemente las fundiciones son maquinadas antes del austemple.

El cambio dimensional puede manifestarse como una pequeña contracción o un crecimiento lineal del 0.4%. El volumen aumenta con la disolución de carbono en la austenita a las temperaturas de austenización, por esta razón las fundiciones ferríticas muestran un mayor crecimiento que las fundiciones perlíticas, así como la composición y propia temperatura de austenización, las cuales determinan la solubilidad del carbono e influencia del crecimiento de la microestructura.

La proporción de ferrita y austenita resultantes de la transformación bainítica así como la influencia en el cambio dimensional en volúmenes específicos (la ferrita es menos densa que la austenita).

El desarrollo del hierro dúctil austemplado ha tenido muy buenos resultados en el estudio de la metalurgia física y propiedades mecánicas de alta resistencia a la tracción y buena tenacidad (ver figura 10).

La identificación de los factores en el control del proceso y el aseguramiento de la calidad en la fundición y el tratamiento térmico conducen a la obtención de las propiedades deseadas.

La calidad producida en fundición responde aceptablemente a un tratamiento de austemple controlado y usando técnicas de inspección favorables para medición de la austenita estable y problemas asociados con el control dimensional y apariencia del ADI.

Para obtener la máxima tenacidad y ductilidad, debe evitarse la transformación a perlita y ferrita, templando lo más rápido posible en el proceso.

Cuando se requiere un ADI con estructura martensita el temple se debe -- realizar a una temperatura cercana a la temperatura M_s .

El ADI es muy sensible a la calidad del hierro en cuanto a inclusiones, microporosidades y otros factores de falla que puedan manifestarse por la alta resistencia que presenta la matriz.

Debido a esto, el austemple no puede considerarse como un proceso factible para elevar la calidad de la fundición.

Las inclusiones y microporosidades en las regiones intercelulares son -- indeseables porque reducen drásticamente la ductilidad y tenacidad del -- hierro.

La identificación de los factores en el control del proceso y el aseguramiento de la calidad en la fundición y el tratamiento térmico conducen a la obtención de las propiedades deseadas.

La calidad producida en fundición responde aceptablemente a un tratamiento de austemple controlado y usando técnicas de inspección favorables para medición de la austenita estable y problemas asociados con el control dimensional y apariencia del ADI.

Para obtener la máxima tenacidad y ductilidad, debe evitarse la transformación a perlita y ferrita, templando lo más rápido posible en el proceso.

Cuando se requiere un ADI con estructura martensita el temple se debe -- realizar a una temperatura cercana a la temperatura M_s .

El ADI es muy sensible a la calidad del hierro en cuanto a inclusiones, microporosidades y otros factores de falla que puedan manifestarse por la alta resistencia que presenta la matriz.

Debido a esto, el austemple no puede considerarse como un proceso factible para elevar la calidad de la fundición.

Las inclusiones y microporosidades en las regiones intercelulares son -- indeseables porque reducen drásticamente la ductilidad y tenacidad del hierro.

Mientras que la segregación de las aleaciones pueden limitar las propiedades logradas con el austemple.

La selección del tiempo y temperatura del tratamiento térmico, composición y control de calidad de la fundición influyen en la obtención de los diferentes grados de austemple.

La microestructura obtenida en el ADI es una composición de ferrita bainítica y austenítica. Esta estructura varía con la temperatura de austemple morfológicamente existen dos tipos de bainita.

El hierro dúctil sin aleación requiere un control estricto en las variables del tratamiento térmico. La selección de los elementos de aleación son importantes.

El silicio en cantidades mayor del 2% en el hierro dúctil, provoca, durante la transformación bainítica una reacción dividida en dos etapas.

La primera produce una estructura bainítica austenítica deseada y la segunda involucra la precipitación de carburos, los cuales causan efectos contrarios disminuyendo la tenacidad y ductilidad.

Otros elementos retardan la segunda reacción, con la cual crean un amplio intervalo de tiempo para lograr buena ductilidad y alta resistencia.

La austenita no transformada y/o martensita ocurre en las regiones intercelulares bajando las propiedades mecánicas y la maquinabilidad. Esta transformación puede evitarse bajando el contenido de algunos elementos como el magnesio.

El austemple es una respuesta a la interacción entre las variables del tratamiento y la composición química a nivel macro y microscópico.

Existe una distinción entre el hierro dúctil austemplado a altas temperaturas y el hierro dúctil bainítico austemplado a bajas temperaturas.

Los elementos aleantes son esenciales para proporcionar dureza o austemplantabilidad en diferentes secciones durante el tratamiento térmico.

La temperatura de austenización así como el tiempo y temperatura de austemple afectan directamente la transformación de una aleación dada.

Las causas de segregación son el resultado de una transformación irregular a nivel microscópico dentro del hierro.

Las propiedades finales del hierro dúctil austemplado (ADI) puede ser directamente relacionadas a la cantidad de austenita retenida.

La producción del hierro dúctil austemplado de alta resistencia a la tracción y tenacidad es el producto de una calidad de hierro dúctil seguido por un tratamiento térmico apropiado.

La respuesta del hierro dúctil al austemple depende de la interacción --- entre la composición química del hierro y la segregación de los microconstituyentes, tiempo y temperatura de austemple, temperatura de austenización tipo de enfriamiento y transformación de los componentes.

La estructura de la matriz tiene un gran efecto sobre las propiedades mecánicas del hierro dúctil; sin embargo la presencia de carburos o porosidades en la matriz u otros factores como la nodularidad o número de nodulos puede tener un efecto significativo en las propiedades.

La nodularidad deficiente puede causarse por bajos niveles de Hg residual, posinoculación débil, o por niveles excesivos de elementos nocivos que -- causan deterioro del grafito esferoidal, y/o bajo número de nodulos con -- altos niveles de azufre.

En general una disminución en la nodularidad causa una disminución de las resistencias a la tracción y al impacto. El grafito no esferoidal produce una baja en la resistencia a la tracción.

La perlita en la matriz también disminuye ductilidad, la formación de carburos es causado por la segregación de elementos en la región intercelular de la matriz.

Los elementos carborigenos como Mn, Mo, Cr, V, etc., favorecen la formación de carburos aunada con la acción de factores como; la solidificación retardada, posinoculación ineficiente y escasas de nodulos. La presencia

de carburos reduce; la maquinabilidad, la resistencia a la tracción, la tenacidad y el alargamiento.

Los carburos pueden removerse por un tratamiento térmico de austenización.

El temple es un proceso de tratamiento térmico cuyas características se presentan esquemáticamente en la figura 11 para un hierro dúctil sin aleantes.

La adición de elementos aleantes como el Ni y el Mo cambian el comportamiento de transformación desplazando las curvas de transformación a lo largo del tiempo creando una banda de transformación lenta alrededor de 500 °C.

El proceso consta de una austenización de las piezas a temperatura de 900 °C aproximadamente y un temple a temperatura de 250 °C a 500 °C y manteniendo por un tiempo de 0.5 a 3 horas. Durante este período la austenita se transforma isotérmicamente a bainita.

En la mayoría de estos tratamientos, la transformación es incompleta así la variación de martensita y austenita retenida se presenta después del enfriamiento en una forma proporcional.

1.1.5 Reacción del austemple.

La transformación específica en el austemple para el hierro dúctil, depende de la temperatura, porque ésta produce diferencias, en la microestructura características de transformación y las propiedades respectivas.

1.1.6 Definiciones.

- Hierro dúctil austemplado; estructura acicular de ferrita con carburos libres y considerables cantidades de austenita estable (retenida) formada a altas temperaturas de austemple.

Con esta estructura se obtiene alta resistencia a la tracción, excelente ductilidad y tenacidad en un amplio intervalo de temperatura de austemple que puede causar una transformación de austenita retenida indeseable adicional.

- Hierro dúctil austemplado/bainítico; estructura acicular fina de ferrita y carburos con cantidades muy pequeñas de austenita estable formada a bajas temperaturas de austemple.

Con esta estructura se obtiene alta resistencia, dureza y resistencia al desgaste. Puede provocar una transformación incompleta para obtener una estructura de ferrita y carburos con martensita y austenita retenida como se indica en la figura 12.

Para la transformación de ferrita y carburos en la descomposición de la austenita a altas temperaturas, el tratamiento debe detenerse para producir un hierro dúctil austemplado. Esta transformación completa es referida por algunos investigadores como la segunda etapa de la reacción. En la transformación completa puede resultar una caída severa en la ductilidad, resistencia y tenacidad.

Las propiedades obtenidas después de la transformación completa son similares a las obtenidas por el temple y revenido comunes del hierro dúctil.

La transformación no sólo depende del tiempo y temperatura del austemple si no de la composición del hierro y la temperatura de austenización, la cual se determina de acuerdo con el contenido de carburos.

El propósito del ADI es la retención de una estructura acicular en la matriz, la cual consta de una austenita con alto carbono y ferrita conocida como bainita (ver figura 13).

Por la apariencia de la estructura en la matriz y la temperatura a la cual se forma, es llamada bainita en honor de Edgar Bain quien la estudió a fondo.

- La definición clásica de bainita, es una mezcla de carburos y ferrita acicular. La transformación bainítica en el hierro dúctil se realiza en dos fases.

FASE I

El hierro dúctil es templado desde la temperatura de austenización hasta una temperatura de reacción bainítica. A esta temperatura la ferrita nuclea en una matriz austenítica y crece en forma acicular provocando una difusión de carburos dentro de la austenización remanente (ver figura 14).

FASE II

En la segunda fase se termina de formar la austenita con alto contenido de carbono y la ferrita acicular (es decir la formación bainítica). La prolongación de tiempo a temperatura de reacción bainítica es para provocar la descomposición completa de la austenita a una estructura ferrítica acicular.

La precipitación de carburos provoca una mayor difusión, supersaturación de carbono y grafitización secundaria.

El tiempo para el término de la reacción varía, con la influencia de la temperatura de reacción de la austenita a bainita, la composición química, el tamaño de la partícula y el tipo de solidificación. Estos parámetros también influyen en la morfología de las fases y en las propiedades físicas de la pieza.

La formación de carburos provoca un incremento en la dureza de la matriz y un decremento significativo en la ductilidad y resistencia al impacto (ver figura 15 y 16).

Si la fase I no se termina durante un tiempo adecuado, la austenita retenida sin reaccionar se aloja en la matriz, con tendencia a transformarse en martensita al enfriarse a temperatura ambiente (en cantidades menores al 2%), esta transformación adicional puede causar fragilidad en la fundición.

La influencia de la segregación local, tipo de reacción y descomposición de austenita forman una estructura heterogénea.

1.2 Influencia del tiempo y temperatura durante el tratamiento de austem- ple.

Los hierros austemplados en primer lugar deben calentarse hasta alcanzar una temperatura de austenización mayor de los 815 °C, por el tiempo necesario para transformar la matriz completamente en austenita, el espesor de la pieza determina el tiempo de transformación.

Durante esta etapa de calentamiento se desarrolla una oxidación en la superficie de las piezas que puede evitarse teniendo una atmósfera controlada (gas endotérmico o nitrógeno) o por calentamiento dentro de un baño de sales de Bario.

La selección de la temperatura de austenización es importante para el tratamiento térmico de austem-ple y generalmente se basa en la composición química de la pieza en tratamiento, alrededor de los 845 °C.

- Como segunda etapa el hierro se transfiere rápidamente a un baño de sales para efectuar el temple y lograr la transformación de austenita a bainita considerando una temperatura predeterminada del baño de sales.

El baño consta de una mezcla de sales de Nitrato de Sodio y Potasio y otras que cumplan con las características de temperatura.

Recientemente se han desarrollado mezclas de sales con agua al 12%, teniendo grandes mejorías en el temple, sobre todo en hierros con espesores gruesos.

La selección de la temperatura de austemple es bien importante en la -- determinación de las propiedades mecánicas del ADI (resistencia a la tracción y alargamiento) (ver figura 17).

El tiempo requerido para la transformación en el austemple es gobernado -- por la calidad del hierro dúctil y la temperatura del baño (basta con un tiempo de 1-1:30 hrs). Una vez transcurrido este tiempo, las piezas se -- sacan del baño a temperatura ambiente.

El temple demasiado rápido produce martensita como consecuencia de la po -- ca difusión de carbono en la austenita retenida, provocando pérdida de -- ductilidad.

Cuando se detiene la segunda etapa por un período prolongado se precipi -- tan carburos sobre la austenita provocando una reducción en la ductilidad y tenacidad.

La morfología de la bainita, la cantidad de ferrita y austenita son deter -- minados por la temperatura y tiempo de austemple.

El austemple alrededor de los 350 °C produce una bainita gruesa con ferri -- ta en forma de agujas o plaquetas, donde la ferrita es producto de la pri -- mera reacción y si esta se interrumpe prematuramente, se forma algo de -- martensita durante el enfriamiento.

Cuando la transformación de austemple es menor a los 350°C , la estructura es muy fina y el parecido con la bainita superior de los aceros es mayor, con la formación de bandas alternadas de ferrita y austenita (estable).

Uno de los factores que afecta significativamente la transformación continua de hierros en el austemple es la temperatura de austenización, esta afecta directamente la disolución del carbono. El incremento de la temperatura aumenta la solubilidad del carbono y por lo tanto la cantidad de carbono disuelto en austenita y en austenita retenida.

Las temperaturas de austenización afectan la cinética de la reacción bainítica, incrementa los contenidos de carbono en la matriz y aumenta el tamaño de grano de la austenita, a su vez estos factores incrementan el endurecimiento y reducen la velocidad de reacción durante la transformación (ver figura 18).

La cinética y los mecanismos de transformación de austenita a bainita requieren una comprensión cualitativa fuera de los intervalos de temperatura del austemple. Es decir la transformación inicial de ferrita a bainita por nucleación en la interfase y en los bordes de grano.

Cuando la temperatura de austemple es alrededor de los 330°C el crecimiento de la ferrita es mayor, en forma de agujas y con una difusión del carbono lento.

El orden de transformación en el austemple es el siguiente: Durante la primera etapa, el carbono es rechazado por precipitación de la ferrita -- como carburo de hierro (Fe_3C) también conocido como "carburos bainíticos" este rechazo de carbono de la ferrita bainítica hacia la austenita residual avanza en forma continua de tal manera que después del tratamiento térmico de austemple, sólo presenta pequeñas cantidades de austenita retenida en la bainita inferior (ver figura 19a).

A temperatura de austemple mejores de $330\text{ }^{\circ}\text{C}$ actúa un mecanismo de transformación diferente, dando como resultado una bainita superior. (figura-19b).

El enriquecimiento de la austenita residual influye en el crecimiento de las placas de ferrita.

Si el proceso de austemple es detenido en la primera etapa, la temperatura inicial de martensita (M_s) aún es mayor que la temperatura ambiente y la austenita residual se transforma en martensita en una cantidad mínima durante el enfriamiento.

Cuando el tratamiento de austemple es prolongado, el contenido de carbono, en la austenita residual se incrementa rechazando niveles de 1.5 a 1.7 % de carbono e inhibiendo la transformación a bainita. Al mismo tiempo el contenido de carbono abate la temperatura M_s dando como resultado una austenita retenida después del enfriamiento a temperatura ambiente.

La estructura de la bainita superior en el hierro dúctil después del austemple consta de laminillas de ferrita burdas y austenita retenida que es quien les da características de ductilidad y tenacidad al ADI.

Cuando el tiempo de transformación se prolonga más de 4 horas al carburo de hierro (Fe_3C) precipita a partir de la austenita residual, provoca una microestructura final de laminillas de ferrita, carburos de hierro y pequeñas cantidades de austenita retenida, los cuales provocan fragilidad.

Los efectos de los tiempos de permanencia en la austenita retenida se indican en la figura 20.

La estructura de la bainita superior e inferior es extremadamente fina, - difícil de definir por metalografía óptica. El microscopio electrónico - de barrido y de transmisión puede dar una información más específica acerca del tipo y distribución de la estructura presente.

La cantidad de austenita retenida puede medirse por técnicas magnéticas y de difracción de rayos X.

En los hierros donde predomina una bainita inferior, generalmente la austenita retenida no excede al 10%, pero en los hierros con bainita superior existe una gran variación de austenita retenida mayor del 40% dependiendo del tiempo del austemple.

El efecto de la temperatura y tiempo de austemple en los hierros no aleados se indican en las figuras 21 y 22.

La resistencia a la tensión se obtiene cuando el austemple se realiza a temperaturas entre 275° y 325 °C, pero no varía significativamente con el tiempo.

Por otro lado cuando la temperatura de austemple es de 325 °C y menor, la ductilidad es baja a pesar de prolongar los tiempos de austemple.

A temperaturas de austemple mayores de 325 °C, la ductilidad se incrementa y se reduce significativamente cuando se utilizan tiempos de permanencia mayores de 3 horas. A tiempos de permanencia cortos de 0:30 a 1:00-hora la ductilidad máxima alcanzada es del 9 a 10% de alargamiento.

En forma general para desarrollar un tratamiento térmico de austemple es necesario alcanzar una temperatura de austenización entre los 850° y --- 950 °C. El contenido de carbono en la austenita se incrementa conforme aumenta la temperatura y el efecto de la transformación isotérmica se -- indica en la figura 23.

El efecto de la temperatura y tiempo de austenización en las propiedades mecánicas puede diagnosticarse y ser independiente como se indica en la figura 24.

En una austenización completa aun tiempo de permanencia prolongado el -- incremento en la resistencia a la tracción es característico para las --- estructuras inicialmente ferríticas. Sin embargo con largos periodos de tiempo a temperaturas relativamente bajas este efecto es inverso y las - propiedades mecánicas no mejoran.

A temperaturas de austenización mayores de 900° y 950° C, el tiempo de permanencia no afecta las propiedades mecánicas y esto se debe al equilibrio de carbono que existe en austenita eliminando los excesos de carbono por la misma temperatura.

La temperatura de austenización, la forma de la microestructura en austenita y la fase de grafito determinan la cantidad de carbono en la matriz-austenítica. Así como el austempleado a temperatura entre los 250° y 450° C, y la nucleación y crecimiento de ferrita dentro de la austenita.

Durante el proceso, el exceso de carbono es rechazado de la austenita provocando un equilibrio meta-estable entre el carbono de la austenita y la ferrita.

El proceso ideal de austempleado para temperaturas del baño mayores de 350° C puede separarse el proceso en dos etapas I y II en función del tiempo y fracción volumen del carbono en austenita como se indica en la figura 25a.

La etapa I del proceso se realiza a un tiempo definido como t_1 donde se crea una combinación estable de austenita y ferrita y cementita, en un período de tiempo $t_2 - t_1$. La austenita con alto carbono puede comenzar la transformación a un tiempo t_2 siendo más estable en los productos de ferrita y cementita, seguido por un decremento de fracción volumen de austenita a cero. Este procedimiento favorece la ductilidad del ADI.

La transformación del hierro dúctil depende de la interacción entre la composición química del hierro, los microconstituyentes, tiempo y temperatura de austemple, temperatura de austenización, tipo de enfriamiento y transformación de microestructuras. Todos estos parámetros deben controlarse para asegurar un tratamiento térmico de austemple bien hecho y a la vez mostrar el mejoramiento de las propiedades mecánicas.

El tiempo y la temperatura de austemple rigen la transformación del hierro dúctil durante el austemple siendo estos factores los que determinan la microestructura y que influyen directamente en las propiedades mecánicas. El tiempo y temperatura es seleccionado en función de la microestructura y propiedades mecánicas que se deseen obtener. En la figura 25b se muestra el efecto que se produce con estos parámetros y con austenita estable (retenida). En algunos casos durante los primeros minutos de austemple se forma una estructura.

El incremento de la austenita estable propicia la formación de bainita - ferrítica cuando la temperatura de austemple es de 345° C.

A temperaturas de austemple bajas la formación de austenita estable es menor siempre y cuando se efectúe a tiempos prolongados de austemple.

Con tiempos prolongados se corre el peligro de formar ferrita y carburos.

Las propiedades mecánicas responden a los cambios de microestructura. Para obtener alta resistencia a la tracción se debe hacer el tratamiento-

de austemple a bajas temperaturas procurando obtener cantidades pequeñas de austenita estable.

Para altas temperaturas de austemple y mayor cantidad de austenita estable, las piezas con espesores considerables resultan con una disminución en la resistencia a la tracción, pero un incremento en la ductilidad.

Cuando la temperatura de austemple excede los 400 °C la ductilidad disminuye nuevamente debido a la cantidad de austenita estable (ver figura -- 26).

Otras propiedades mecánicas como la tenacidad y fatiga también se ven -- afectadas por estos parámetros de tiempo y temperatura.

Debido a las grandes cantidades de austenita estable formada a altas --- temperaturas de austemple se adquiere alta tenacidad, por el contrario - a bajas cantidades de austenita estable o por exceso de la temperatura _ de austemple disminuye la tenacidad.

En general el proceso de ventana puede obtenerse con mayor rapidez con - el incremento de la temperatura de austemple debido a la reacción de --- transformación de la austenita estable a ferrita y cementita que ocurre de improviso.

Para ellos se requiere de un control estricto de la temperatura y tiempo de austemple el cual es más crítico para el hierro dúctil austemplado -- (ver figura 27).

La temperatura de austenización influye en el tiempo requerido para austenizar un hierro dúctil completamente. Pero tiene mayor importancia sobre las propiedades mecánicas y transformaciones cinéticas del hierro dúctil-austemplado, principalmente en el contenido de carbono en la matriz austenítica.

El tiempo para austenizar una pieza depende del control de los siguientes factores; difusión de carbono, temperatura de austenización, composición del hierro, distribución del carbono, estructura inicial de la matriz y número de nodulos.

A un tiempo y temperatura adecuada los esferoides de grafito puede ceder carbono a la austenita provocando una distribución uniforme. Por medio del diagrama ternario Fe-C-S; puede calcularse el tiempo suficiente para lograr una distribución de carbono uniforme.

El hierro dúctil con matriz perlítica es menor que el tiempo de austenización para un hierro dúctil con matriz ferrítica del mismo espesor y temperatura de tratamiento.

La presencia de carburos intercelulares también afectan al tiempo y temperatura de austenización prolongado el tratamiento térmico en el que debe elevarse más la temperatura de austenización para tener una microestructura libre de estos carburos.

Durante la austenización se desarrolla una difusión de carbono en los --- intersticios de los elementos aleantes sustitucionales como el silicio, - manganeso, cobre níquel y molibdeno.

En el diagrama de fase, el hierro dúctil se austeniza en la región gama - + grafito, por eso el contenido de carbono en equilibrio con austenita se da por la máxima solubilidad de carbono en austenita a cualquier temperatura y por lo tanto el contenido de carbono en austenita es una función - de la temperatura de austenización y la composición química.

El silicio reduce la solubilidad máxima de carbono en austenita. La va-- riación del carbono en austenita tiene un efecto fuerte sobre la cinética de reacción del austemple, así como en la estructura resultante y propiedades mecánicas después del tratamiento térmico.

El incremento del contenido de carbono en austenita retardada considerable mente la reacción de austemple por aumento de la temperatura.

La resistencia a la tracción no se afecta significativamente con la varia-- ción del carbono en la matriz pero el alargamiento sí.

La temperatura de austenización además de afectar el tiempo óptimo del --- austemple afecta los grados de ductilidad, tenacidad, resistencia a la fatiga y el tiempo y temperatura del proceso de ventana, que a su vez determina el contenido de carbono inicial en la matriz austenítica, así como el contenido de carbono de la austenita estable en la transformación.

La combinación de la temperatura de austenización y de austemple determinan la cantidad de austenita estable en la estructura deseada en torno a las propiedades que se requieran.

El incremento de la temperatura de austenización retarda la transformación disminuyendo la temperatura óptima de austenización y el tamaño del proceso de ventana.

La falta de control en el proceso da como resultado un hierro dúctil heterogéneo que afecta directamente las propiedades mecánicas de las piezas.

Las propiedades mecánicas dependen significativamente de la temperatura de austenización. Esta temperatura determina la cantidad de carbono en austenita durante el tratamiento térmico. El carbono tiende a estabilizar la austenita, e indirectamente controla la reacción bainítica en la matriz. Además influye en la precipitación de carburo y/o grafitización secundaria.

La selección de la temperatura de austemple es importante en la reacción bainítica. Cuando la reacción es lenta se corre el riesgo de que la reacción sea incompleta, es decir cuando la austenita que no reacciona se transforma en martensita después del revenido o cuando las piezas se someten a tensiones considerables por maquinado.

Cuando la temperatura de reacción del austemple es baja entre 175 °C y - 315 °C la reacción es rápida y el volumen de la austenita retenida sin reaccionar es menor dando como resultado una mínima probabilidad de transformación a martensita. La morfología de la estructura es fina constituida por plaquetas de ferrita y austenita. La reacción a temperaturas bajas incrementa el endurecimiento de la matriz, baja la resistencia al impacto y fatiga pero mejora la maquinabilidad.

La austenita retenida direccional puede o no ser estable dependiendo del contenido de carbono y afecta directamente la maquinabilidad de la pieza.

Los efectos de algunas variables con respecto a la selección de temperatura están en torno a la temperatura y tiempo de permanencia en el austemple durante la reacción bainítica para cada caso particular. Es de vital importancia conocer el desarrollo de cualquier tratamiento térmico en cuanto a las propiedades mecánicas de mayor interés según la importancia que requieran las piezas que se estén tratando.

Para el tratamiento térmico de austemple puede emplearse diferentes métodos de desarrollo con técnica de aire-sal o sal-sal.

1.3 Influencia de los elementos aleantes.

La adición de ciertos elementos aleantes pueden causar tiempos de austem-
ple más cortos y menos críticos.

Otros elementos aleantes también influyen en el contenido de Carbono en -
austenita que afecta su misma solubilidad. El Silicio reduce la solubili-
dad, mientras que el Mn, Cr y Mo la incrementan.

El contenido de Carbono en la matriz no solo se determina con la tempera-
tura de austenización y la composición química, si no también por el ---
tiempo y temperatura de permanencia.

La redisolución del grafito en la matriz austenítica se produce con lenti-
tud según las temperaturas involucradas.

Un hierro completamente perlítico contiene Carbono combinado en forma de-
cementita, el cual alcanza un equilibrio de Carbono uniforme en un tiempo
de austenización corto.

Un hierro ferrítico (recocido) requiere de más tiempo para alcanzar el --
equilibrio del Carbono, por eso el tiempo de austenización es más prolon-
gado.

El tiempo recomendado para la disolución de estructuras ferríticas es de-
1.5 horas por cada 25.4 mm.

Algunos elementos de aelación deben adicionarse para evitar una heterogeneidad de estructuras durante el enfriamiento (ferrita poligonal, ferrita-widmastaten y perlita) y por lo tanto endurecimientos parciales.

Otros elementos favorecen la separación de las dos reacciones bainíticas y a su vez aumentan la probabilidad de lograr una alta ductilidad y tenacidad.

La composición del hierro dúctil debe ser compatible con la calidad de fundición producida; debe estar libre de carburos intercelulares y segregaciones para asegurar una transformación con características uniformes.

El efecto de los elementos aleantes se describen por medio de diagramas de transformación isotérmicas (tiempo-temperatura-transformación) "Diagramas-TTT".

Dichos diagramas son bien conocidos para los aceros y algunos hierros fundidos.

Para tener una combinación adecuada en las propiedades mecánicas del ADI - debe evitarse la formación de perlita durante el austemple.

La presencia de la perlita antes del tratamiento térmico generalmente determina las propiedades mecánicas. El efecto de la composición del metal puede dividirse arbitrariamente en dos partes:

- 1) El efecto por los elementos básicos de la producción del hierro tales como el Carbono y/o Silicio.
- 2) Los efectos por el Mn, Cu, Ni, y Mo los cuales son elementos que pueden adicionarse deliberadamente para alterar las propiedades mecánicas del hierro.

1.3.1 Carbono; el hierro dúctil comercial generalmente tiene contenidos de carbono alrededor del 3.6%. Los efectos del Carbono sobre las propiedades del A.D.I. son muy variados

La transformación de Carbono total puede afectar el tiempo para alcanzar las condiciones de equilibrio durante la austenización.

1.3.2 Silicio. El silicio causa endurecimiento y equilibrio de carbono en la austenita. Los principales efectos en las propiedades mecánicas -- del hierro son endurecimiento y mayor ductilidad provocado a temperaturas elevadas de austemple, el efecto sobre la resistencia a la tracción es mínima. (ver figura 34 y tabla 6).

1.3.3 Manganeso. Los efectos del Manganeso en las propiedades mecánicas de los hierros austemplantados se indican en la figura 36.

Conforme aumenta el contenido de Manganeso, el alargamiento del material disminuye hasta menos del 1% a pesar que el austemple se realice a temperaturas mayores de los 325 °C. Por otra parte cuando el Mn se incremen-

ta, la resistencia al impacto disminuye debido a que se forman una estructura heterogénea, es decir una segregación durante la solidificación y -- formación de carburos eutecticos unicelulares que durante el tratamiento-térmico de austemple provocan fracturas en la pieza.

Cuando un hierro presenta una segregación por causa del Manganeso, la --- austenita intercelular puede ser estable a la temperatura de austemple y forman una martensita inicial a temperatura de tratamiento de 150 °C y la austenita retenida es transformada a martensita alterando las propiedades mecánicas como reducción en la ductilidad, resistencia al impacto, y resistencia a la fatiga y tenacidad.

La presencia de Manganeso en cantidades mayores al 0.5% afecta drásticamente las propiedades mecánicas propiciando fragilidad en el material.

Los elementos aleantes más usuales son el Cr, V, Mo, Mn, Ni y Cu. Pero el Cr y V son fuertes estabilizadores de carburos en el hierro fundido, lo -- cual impide a retardar la formación de la perlita.

El Mo, Ni y Cu favorecen el tratamiento térmico de austemple por que desplazan las curvas de transformación hacia la derecha evitando la transformación de perlita. (ver figuras 28, 29 y 30).

Se ha demostrado que el Mo es el elemento más efectivo para provocar este efecto pues sólo basta una cantidad de 0.3% para duplicar la sensibilidad del hierro aleado comparado con un hierro sin aleación. Cuando el Mo se -

adiciona en un 0.5% se provoca una segregación significativa en los bordes de grano dando origen a la formación de un carburo estable, el cual tiene un efecto en el material de fragilidad. (ver figura 31).

1.3.4 Molibdeno. El molibdeno en cantidades mayores a 0.63% provocan un incremento en las propiedades mecánicas; resistencia a la tracción, alargamiento y dureza conforme aumenta el molibdeno.

El molibdeno puede segregarse durante la solidificación formando carburos intercelulares estables y martensita en las regiones segregadas.

El efecto del Mo. es similar al Manganeso en el hierro. Los hierros aleados con Mo dan como resultado alta resistencia a la tracción pero poca ductilidad.

1.3.5 Cobre. El cobre tiene un efecto similar al Molibdeno con la diferencia de que requiere mayor cantidad para provocar un efecto similar --- (0.3% de Mo = 1.5% de Cu) (ver figura 33). Este tiene un efecto sobre la resistencia a la tracción y dureza en los tratamientos isotérmicos a --- temperaturas de 400° así como en la ductilidad.

A temperatura de 350 °C y menores, la ductilidad se incrementa progresivamente conforme aumenta el contenido de Cobre.

La austenita retenida no se ve afectada por la cantidad de Cobre durante el tratamiento isotérmico, sin embargo puede afirmarse que el Cobre supri

me la formación de carburos en la bainita inferior y lo refleja en el mejoramiento de la ductilidad del hierro austemplado.

Por otro lado los efectos adicionales del Cobre en la prueba de impacto, tenacidad y fatiga son mínimos. Por esta razón puede suponerse que las adiciones de Cobre resulta en algunos casos como un mejoramiento en las propiedades de tenacidad y fatiga en base a la ductilidad que presenta el material, es decir cuando la estructura muestra una bainita inferior en la matriz.

1.3.6 Níquel. El Níquel tiene un efecto menor al del Cobre en una relación de 0.75% de Ni = 0.5% de Cu aproximadamente. En porcentajes entre el 1 y 2% afectan considerablemente la resistencia a la tracción, dureza y ductilidad del ADI cuando se austembla a temperaturas de 300° y 400 °C. V se considera como uno de los elementos de aleación más factible para mejorar las propiedades mecánicas.

Cuando el contenido de Níquel alcanza un valor del 4% se reduce la resistencia a la tracción.

La dureza se ve influenciada por el contenido de Níquel mayor al 1% para todas las temperaturas de austemple.

La ductilidad máxima del ADI se alcanza cuando el porcentaje de Níquel se encuentra alrededor del 2%.

El níquel tiene un efecto similar al Cobre porque retarda la formación de carburos en la bainita inferior.

El níquel en contenidos mayores al 2% y durante el enfriamiento del austemple favorece la segregación, además de fomentar la formación de martensita, por consecuencia reduce la ductilidad en los hierros con alto contenido de Níquel.

Los hierros aleados con Níquel o Cobre provocan baja resistencia a la tracción pero alta ductilidad.

La tarea más difícil en el tratamiento térmico del hierro dúctil austempleado es la obtención de una microestructura uniforme y se debe principalmente a la segregación de solutos o elementos de aleación durante la solidificación.

La segregación del Sóluto causa solubilidad y distribución de Carbono en forma heterogénea.

Los elementos como el Manganeso, Molibdeno y Silicio tienden a ser segregados afectando directamente la solubilidad del Carbono, así como la difusión, reacción y morfología de los microconstituyentes (ver figura 37).

La segregación de Manganeso es una de las más críticas, cuando excede el 0.5% en peso y se concentra en los bordes de grano.

El exceso de Manganeso incrementa la solubilidad del Carbono donde el Carbono a su vez estabiliza la austenita dando como resultado una transformación más lenta en el austemple.

La segregación del Manganeso se divide en cuatro tipos:

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

El Molibdeno también causa segregación y por lo tanto distribución heterogénea de microconstituyentes dentro de las piezas fundidas. Esta es influenciada por otros elementos como el Silicio que también es segregado durante la solidificación.

La segregación de Silicio inicialmente se deposita cerca del grafito nodular y algunas veces en los bordes de grano, donde causa efectos en la solubilidad del Carbono. La reacción ocurre inmediatamente que se adiciona el Silicio.

Cuando existe segregación de cualquier elemento, las propiedades mecánicas se afectan significativamente en particularmente la resistencia al impacto y a la fatiga.

La forma más sencilla de reducir la heterogeneidad de las piezas fundidas es reducir al máximo estos elementos que causan segregación.

La segregación del Manganeso puede minimizarse por reducción del tamaño del nódulo de grafito provocado por inoculación instantánea. Cuando el número de nódulos es considerable, puede tolerarse los altos contenidos de Manganeso.

El número de nódulos en cantidades considerables reducen la segregación del Silicio. Al mismo tiempo provoca en los bordes de grano una disminución durante el austemple dando una estructura más uniforme. (ver la figura 38).

La solidificación es otro parámetro que juega un papel importante en la distribución de soluto y por lo tanto en la morfología de la microestructura.

El tamaño de la sección transversal tiene una fuerte influencia sobre -- las propiedades mecánicas del hierro dúctil.

Cuando una pieza de fundición es lo suficientemente grande es tratada -- térmicamente, refleja un cambio mínimo en la morfología del grafito, tamaño de las dendritas y segregación de soluto.

1.4 Análisis metalográfico.

La composición del hierro dúctil debe ser óptima para obtener buenos resultados durante el austemple, distinguiéndose entre otras características -- una buena nodularidad del grafito (80% mínimo), el número de nodulos ---- (150 nodulos/mm² o menor) elementos de aleación necesarios para alcanzar -- la dureza requerida.

La segregación de elementos aleantes involucra como consecuencia secundaria una solubilidad del carbono desordenada y distribución de microconstituyentes heterogénea, que influye directamente en la reacción del austemple, tiempo y morfología de los microcomponentes y por lo tanto en las propiedades mecánicas y maquinabilidad de las piezas sometidas a este tratamiento térmico.

El hierro dúctil puede clasificarse en dos grupos de diferentes características.

Clase 1.- El hierro dúctil transformado a baja temperatura de austemple -- presenta una bainita inferior (estos hierros tienen alta dureza mayor o igual a 400 HB. y alta resistencia a la tracción) y se -- aplica a piezas que requieren resistencia al desgaste y a la -- tracción.

Clase 2.- El hierro dúctil transformado a temperaturas de austemple mayores presenta una bainita superior que se caracteriza por tener--

una dureza entre los 260 y 350 HB, una combinación de ductilidad y tenacidad aceptable y resistencia a la tracción moderada.

La microestructura del ADI es completamente diferente a la mezcla de fases entre la ferrita y austenita.

La reacción bainítica en el hierro dúctil se describe en diferentes etapas haciéndola diferente del acero porque se realiza con más lentitud.

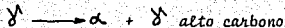
Durante el austemple la ferrita núcleo dentro de la austenita, al mismo tiempo que el carbono en exceso es rechazado hacia las plaquetas de ferrita (laminillas) que se encuentran rodeadas de austenita.

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

Por otro lado la austenita retenida continúa absorbiendo carbono la cual se hace cada vez más estable, en tanto que el crecimiento de la ferrita se suprime quedando la estructura atrapada provisionalmente.

La austenita retenida puede contener alto carbono $2\frac{1}{2}\%$; sin embargo esta austenita no es aceptable, pues solo basta mantener la temperatura de austemple por un tiempo suficiente, para descomponer la austenita en ferrita y austenita, dando inicio a la reacción de transformación bainítica que se divide en dos etapas.

La primera reacción se identifica por la descomposición de la austenita en ferrita bainítica y enriquecimiento de carbono en austenita.



En seguida se desarrolla la segunda reacción que promueve la descomposición de la austenita en carburos y ferrita.



Algunos investigadores (Bhadesia y Waigh) explican su teoría sobre la herencia de la bainita acicular con un contenido de carbono igual al inicial que la austenita primaria, en el cual debido a las temperaturas de transformación el carbono se disuelve en la ferrita.

Otros investigadores argumentan sobre la precipitación de carburos epsilon dentro de las bandas de bainita, formados a temperaturas bajas. La transformación de carburos no siempre se le atribuye a las altas temperaturas de austenización, la razón es por que a estas temperaturas el carbono tiene -- un tiempo de difusión suficiente para crecer fuera de las bandas de bainita rodeando la austenita.

La alta tenacidad del ADI es debido a la estructura de bainita y austenita formada únicamente en la primera reacción.

La resistencia a la tracción se incrementa con la disminución de la temperatura de austemple, debido a la escasa formación de ferrita y austenita en la primera reacción.

Por otro lado las propiedades mecánicas son reducidas significativamente en las primeras fases de la segunda reacción.

La segregación ocurre durante la solidificación de varios elementos gobernados por la división de fases sólido y líquido conforme los efectos de temperatura en la solidificación eutectica. Por ejemplo el Silicio se mantiene en la fase sólida y elementos como el Manganeso permanece en la fase líquida. Por esto cuando las concentraciones de Níquel y Silicio son altas se establecen cerca de los nodulos de grafito. En tanto que el Manganeso, Cromo y Molibdeno en concentraciones elevadas se alojan en los bordes de grano (regiones interdendríticas).

La segregación se incrementa conforme aumenta el tamaño de sección, porque la solidificación es más lenta, además se favorece la formación de carburos intercelulares, los cuales dañan las propiedades de ductilidad y tenacidad.

Los hierros dúctiles con alto número de nodulos reducen la segregación parcialmente por la disminución de espacios interdendríticos.

Los bordes de grano tienden a ser ricos en carbono alojado por tener bajo Silicio y propiciando la adición de algunos elementos aleantes como el Manganeso, Cromo y Molibdeno.

El carbono también ayuda a la formación de austenita. Ambos factores - influyen en la formación de la reacción bainítica.

La concentración de Manganeso tiene un efecto fuerte en la estabilización de la austenita. Por eso la nucleación y crecimiento de la bainítica en la región intercelular es inhibida dando como resultado cantidades significativas de austenita sin transformar.

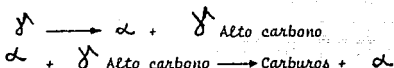
(en la figura 39 puede observarse este efecto sobre las áreas intercelulares) dentro de la estructura y durante la transformación existen dos formas o tipos de austenita.

- 1) La austenita enriquecida con carbono está íntimamente asociada con la formación de la ferrita bainítica.
- 2) Y la austenita retenida sin transformación que se deposita en las regiones intercelulares. Este tipo de austenita es baja en carbono y - cuando se presenta en la estructura propicia inestabilidad en las propiedades mecánicas es decir en presencia de ésta, se disminuye la ductilidad, tenacidad y maquinabilidad del material.

La austenita retenida sin transformación alojada en los bordes de grano - puede evitarse significativamente usando temperaturas de austenización -- bajas para reducir la disolución de carbono y poder mejorar las propiedades mecánicas de ductilidad.

La segregación de elementos aleantes en los límites de grano durante la -- solidificación influyen en la cinética de la reacción bainítica.

Durante la transformación isotérmica pueden marcarse dos etapas de reacción en una matriz homogénea a temperaturas de 350° hasta 450 °C de la manera si guiente:



Las reacciones anteriores están en función de los elementos en solución en la matriz, por eso la segregación de estos afectan vulnerablemente las dos reacciones básicas.

Los límites de grano, su tamaño y las condiciones de austenización son de suma importancia para mantener una buena transformación de bainita en la - matriz. La reacción bainítica se desarrolla con mayor rapidez en la inter fase de grafito con los límites de grano.

1.4.1 Cinética de reacción del ADI en la etapa I.

En el proceso de la etapa I el producto de transformación (ferrita o ferrita + carburo) núcleo cerca de los nodulos de grafito seguido de un crecimiento dentro de la matriz austenítica. Conforme transcurre el tiempo -- las placas de ferrita crecen rechazando el carbono hacia la austenita que se encuentra entre las placas.

La cantidad de carbono presente en la matriz, la fracción volumen de la austenita y el enriquecimiento del carbono en la austenita puede determinar las condiciones del tratamiento térmico detectado mediante una difracción de rayos X.

El comportamiento del carbono contenido en austenita (C_s) y la fracción volumen de austenita (X_s) contra el tiempo de austemple se indica en la figura 40 para un ADI austenizado a 927 °C y austemplado a 371 °C.

El comportamiento del carbono es de forma similar para todos los hierros durante el tratamiento térmico, es decir los excesos de carbono en austenita son rechazados hasta que se estabilizan en el 1.5% en peso.

La proporción de las fases presentes en la matriz (austenita, ferrita y carburo de hierro) están en función directa de la temperatura de austenización y temperatura de austemple.

Como características generales pueden considerarse las siguientes:

- a) Cuando la temperatura de austenización disminuye, la fracción volumen de austenita disminuye al final de la etapa I.
- b) El tamaño real de las partículas de ferrita disminuye con la temperatura de austenización y este se revela como un ensanchamiento en la difracción de rayos X.

- c) El carburo de hierro se incrementa con la disminución de la temperatura de austenización al final de la etapa I.
- d) La dureza se incrementa por la presencia del carbono de hierro conforme la temperatura de austenización disminuye.

La diferencia del contenido de carbono entre la austenita retenida y la austenita enriquecida de carbono en la matriz es el primer factor que determina el tipo de proceso de la etapa I.

El contenido de los elementos, temperaturas de austenización y austempleado así como el equilibrio del diagrama de fases se muestra en la figura 41.

1.4.2 Cinética de reacciones del ADI en la etapa II.

El alto contenido de carbono que se logra durante la etapa I. Se descompone en ferrita y carburo de hierro en la matriz (con estructura cristalina ccc) provocando una disolución que beneficia las propiedades mecánicas atribuidas a la matriz.

Cuando la transformación del ADI en la etapa II se lleva a cabo de forma continua, la estructura obtenida es similar al acero austempleado presentando todas las ventajas convenientes.

1.4.3 Cinética de la reacción bainítica en aceros al silicio.

Los aceros al silicio requieren de alta temperatura para austenizarlos --- completamente y por consiguiente el tiempo de encubación de perlita y bainita es incrementado.

Los aceros al silicio hipereutecticos, muestran varios puntos importantes en el diagrama TTT (figura 42a y 42b).

- 1) La temperatura "Bs" es la temperatura en la cual la bainita comienza a formarse y se establece alrededor de los 450 °C.
- 2) La formación de bainita ocurre entre las temperaturas Bs y Ms presentando características particulares entre estas temperaturas, el término de la reacción bainítica ocurre alrededor de los $350\text{ °C} \pm 20\text{ °C}$.
- 3) Dependiendo de la temperatura usada en la formación de la bainítica generalmente se divide en dos grupos:
 - a) Cuando se obtiene entre las temperaturas Bs y 350 °C es llamada -- "bainita superior".
 - b) Y cuando se obtiene entre las temperaturas 350 °C y Ms es llamada "bainita inferior".

Cuando la bainita se forma entre las temperaturas Ms y 150 °C es llamada - "bainita subcritica" pero esta esta es posible observarla solo cuando el tratamiento de austemple se prolonga por tiempos largos.

La reacción de formación bainítica puede separarse en dos etapas:

- 1) La austenita se transforma en un agregado de dos fases (austenita y -- ferrita). La nueva austenita es enriquecida con carbono (llamada --- austenita posbainita) y la ferrita es sobresaturada de carbono.
- 2) Dentro de la austenita y ferrita sobresaturada se realiza una reacción de transformación dando origen a la formación de carburos y ferrita en un tiempo considerable.

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

A temperaturas de 350 °C y final de la reacción los carburos se precipitan a través de la interfase entre la austenita y la ferrita.

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

El mecanismo de la primera etapa en la formación de la bainita se obtiene-- por la combinación de un enfriamiento interrumpido seguido de una difu--- sión de carbono hacia los alrededores de la austenita a manera de enrique-- cerla, esta transformación es similar a la martensita.

Las curvas TTT en un acero con matriz homogénea pueden explicarse por la coexistencia de dos reacciones de transformación en la bainita (figura - 43). El tiempo necesario para la reacción está en función de la temperatura; de austemple y la cantidad y naturaleza de los elementos aleantes.

La influencia de los niveles de carbono a temperaturas de austenización elevadas en la primera fase es muy importante.

El nivel de Carbono también está en función de la temperatura y tiempo de austenización así como de la cantidad de Silicio en austenita.

La distribución y características del Silicio dentro de la estructura en diferentes zonas se muestra en la figura 44a.

- a) El contenido de Silicio en los bordes de grano se presenta en menor proporción (zona III).
- b) El contenido de Silicio en el nódulo de grafito es alto (indicado en la zona I).
- c) El contenido de Silicio en la mayor parte de la matriz es constante (zona II).

El Manganeso reacciona de manera que propicia la formación de Carbono -- mientras el Silicio se concentra en los bordes del grano, provocando la formación de ferrita.

La figura 44b muestra la influencia de segregación sobre la primera etapa de reacción marcado por los siguientes incisos.

- 1) Las temperaturas B_s y M_s son diferentes en cada zona.
- 2) La primera etapa de la zona III comienza después de la primera etapa de la zona II.
- 3) La cinética de reacción entre las zonas II y III difieren por el contenido de Silicio siendo más bajos en la zona III que en la zona II.
- 4) El Manganeso afecta la reacción fuertemente por asociarse con el Silicio retardando la primera etapa.
- 5) El fósforo causa fragilidad en caliente en el intervalo de temperaturas de 350°C y B_s pero solo ocurre después de la precipitación de -- Carbono.

Debido a que la segregación de los elementos, es una función del tamaño de grano, esta adquiere mayor importancia en el centro de la pieza porque el tamaño de grano es mayor que cerca de la superficie de densidad de nodulos alta, también proca que la segregación en los bordes de grano disminuya y simplifique el tratamiento térmico.

1.5 Análisis de propiedades mecánicas.

La combinación de propiedades mecánicas que presenta el ADI como son la resistencia a la tracción, tenacidad, resistencia al desgaste y facilidad de maquinabilidad ofrecen grandes ventajas en comparación con otros materiales.

Las propiedades mecánicas del hierro dúctil son determinadas principalmente por la estructura de la matriz del hierro.

La tenacidad y ductilidad máxima se obtiene con una matriz completamente ferrítica, mientras que con una matriz perlítica se obtiene una resistencia a la tracción mayor y ductilidad menor.

Las propiedades mecánicas del hierro dúctil se mejoran mediante un tratamiento térmico el cual debe efectuarse según las características que se deseen obtener.

Mediante el tratamiento térmico de austemple el hierro dúctil puede alcanzar niveles de resistencia a la tracción hasta por el doble del que fueron diseñados conservando una buena ductilidad y tenacidad (ver figura 45). Como el tratamiento se realiza en toda la pieza, también se adquiere alta resistencia a la flexión, fatiga y resistencia al desgaste.

El mejoramiento de las propiedades mecánicas están en función de la microestructura producida por el ADI, que a su vez está en función de la temperatura de austemple. Por cada temperatura de austemple ocurre una máxima ductilidad.

El aumento de austenita por un incremento en la temperatura de austenización reduce la ductilidad y tenacidad, así también la segregación reduce la cantidad de austenita y por lo tanto de ductilidad.

Las propiedades mecánicas obtenidas en el tratamiento térmico del ADI depende de las variables de los procesos metalúrgicos incluyendo la composición del metal, condiciones del tratamiento térmico y otros como el tamaño de la pieza.

Los efectos de las variables en la estructura y propiedades mecánicas ---- están basados en la transformación bainítica del ADI.

Existe una gran variedad de hierros dúctiles austemplados cuyas propiedades varían según las condiciones del tratamiento térmico.

El ADI puede tener una resistencia a la tracción mayor de 1600 N/mm^2 y un alargamiento del 1% con alta dureza o resistencia al desgaste. Los hierros austemplados clasificados con baja dureza tienen una resistencia a la tracción de 900 a 1200 N/mm^2 y un alargamiento hasta de un 14%.

Una aplicación directa del ADI es la fabricación de engranes que requieren de una combinación de propiedades mecánicas según el uso. Por ejemplo para engranes de piñón se necesita alta dureza, la cual se logra a bajas temperaturas de austemple favoreciendo la formación de bainita inferior.

Por el contrario cuando los engranes requieran de alta resistencia a la fatiga deben usarse altas temperaturas de austemple para producir estructuras con bainita superior y cantidades menores de austenita retenida.

El hierro dúctil austemplado proporciona un margen muy amplio en las propiedades mecánicas sobre todo para alta resistencia a la tracción.

En la figura 46 se comparan las propiedades de tracción del ADI y otros hierros.

Las propiedades mecánicas obtenidas dependen principalmente de la temperatura y tiempo de permanencia en el austemple apoyadas con las condiciones de ausenización y composición del hierro.

Las propiedades mecánicas del ADI pueden describirse en tres variables -- microestructurales y son: la morfología de la bainita, la proporción de austenita retenida y la formación de martensita.

A bajas temperaturas de austemple se favorece la formación de martensita en tiempos de permanencia cortos.

El hierro con bainita inferior tiene alta resistencia y baja ductilidad - en comparación con los hierros que contienen bainita superior como se indica en la figura 47.

La formación de la bainita y la cinética de transformación es influenciada por la composición del metal y el contenido de carbono en austenita así -- como el tiempo y la temperatura de austenización.

Los hierros con bainita superior en la matriz aún tiene una resistencia a - la tracción mayor comparada con el hierro dúctil perlítico pero no tan resistente como los hierros endurecidos por transformación martensítica.

Los hierros con bainita superior producen alta ductilidad y alta tenacidad pero con una dureza relativamente baja.

Dentro del tratamiento térmico de austemple y en especial la etapa II es -- importante que no se prolongue, porque afecta en la disminución de ductili-- dad.

Haciendo una síntesis podemos afirmar que la ductilidad es una función de - la temperatura y tiempo de permanencia del austemple que en algunos casos - cuando la ductilidad es máxima, la resistencia a la tracción es baja.

El intervalo del tiempo óptimo puede estar en términos de la microestructura que a su vez está en función del ciclo del tratamiento térmico de austemple llamado "Proceso de Ventana".

Al hacer la prueba de tracción se obtienen valores del punto de cedencia resistencia a la tracción y porciento de alargamiento. La selección del tiempo de austemple se hace considerado el efecto nocivo del "AUV" en la etapa II.

La presencia de manganeso provoca una disminución en la ductilidad porque interfiere en el proceso de ventana.

El efecto del molibdeno es nocivo, porque provoca un incremento en el carburo de Molibdeno (Mo_2C) interdendrítico durante la solidificación.

El contenido permisible y aceptado de Molibdeno debe ser alrededor de --- 0.025%.

El Níquel tiene un efecto mixto en la ductilidad según la cantidad que se adicione. Este elemento es el más deseable para obtener una microestructura perlítica.

La resistencia a la tracción es una función de la temperatura de austemple "TA" Es decir que cuando hay variación en esta, la resistencia a la tracción aumenta o disminuye según sea el caso. Por ejemplo: cuando la temperatura de austemple se incrementa la bainita inferior (ferrita + carburos de ferrita) disminuye mientras que la austenita aumenta propiciando menos barreras para dislocaciones.

El punto de cedencia se rige por la relación entre la fuerza de tracción y el porcentaje en volumen de la austenita, es decir conforme aumenta la cantidad de austenita, el punto de cedencia disminuye.

Una temperatura de austenización baja y contenidos de aleaciones bajas favorecen la ductilidad.

Otra forma de promover la ductilidad es por tratamiento térmico de austempering mayor de 350 °C por tiempo suficiente para evitar volúmenes de austenita sin transformar y evitar una descomposición de otras microestructuras en austenita.

La resistencia a la tracción o ductilidad están en función de la fracción volumen de la austenita, y presencia de carburos eutecticos.

La extraordinaria combinación de resistencia a la tracción y ductilidad es posible con el ADI que se obtiene por transformación isotérmica de la matriz austenítica o bainita.

La transformación puede bloquearse por una segregación de elementos aleantes o por descomposición del carbono en austenita.

La microestructura óptima del ADI se obtiene, cuando se tiene un alto carbono en la matriz, austenita con ferrita o ferrita más carburos con una distribución homogénea en forma de plaquetas. Para obtener esta microestructura se debe partir de perlita para lograr una mejor transformación,

controlar la temperatura de austenización y temperatura de austemple sin riesgo de formar perlita.

Los elementos de aleación como el Manganeso, Molibdeno, Cobre y Níquel retardan la transformación y son indispensables en secciones de piezas gruesas.

La resistencia a la tracción en hierros austemplados varia desde los 700 hasta 1500 MPa dependiendo de la temperatura de austemple y una variación de ductilidad de 0 a 12% dependiendo del número de variables que se controlen.

La ductilidad es más sensible a la microestructura obtenida durante el austemple.

Para una buena ductilidad la temperatura de austemple debe ser alrededor de los 350 °C y que prolongar el tiempo de permanencia se incrementa la transformación de austenita y bainita durante la etapa I. Esta reacción de transformación disminuye con el alto contenido de carbono en austenita provocando una relación más estable entre la ferrita y el carburo de hierro durante la etapa II.

En la figura 48 se indican los resultados de la resistencia a la tracción y porcentaje de alargamiento en función del tiempo de austemple.

Por eso la selección del tiempo de austemple es importante en el desarrollo del tratamiento térmico.

El desarrollo del ADI en combinación de la resistencia a la tracción y ductilidad es el resultado de alto carbono distribuido homogeneamente en la matriz austenítica.

El hierro dúctil revenido tiene ciertas características similares al ADI.

El hierro dúctil austemplado puede adquirir excelentes propiedades mecánicas, la combinación de alta resistencia a la tracción y alta tenacidad sugiere el uso de este material.

Antes de usar el ADI debe especificarse detalladamente la metalurgia física, límites de las propiedades mecánicas, control de proceso y aseguramiento de calidad del material para clasificar las mejoras en las propiedades mecánicas.

Dentro de las propiedades mecánicas del ADI que se analizan son: resistencia al impacto, resistencia a la tracción, resistencia a la fatiga y al desgaste.

Considerando que el tratamiento térmico del ADI sea bueno, puede alcanzar una resistencia a la tracción de 800 MPa y un alargamiento del 10% hasta 1400 MPa y un alargamiento de 2 a 3%.

1.6 Tratamientos térmicos.

Los tratamientos térmicos son operaciones de calentamiento y enfriamiento a temperaturas y condiciones determinadas, para darles características -- más adecuadas a los materiales para su empleo.

Con los tratamientos térmicos se modifica la microestructura del acero y metales, variando el estado en que se encuentra el Carbono y el estado -- alotropico del hierro: es decir se modifica; el tamaño de grano, repartición de los microconstituyentes, y por lo consiguiente las propiedades mecánicas y físicas en general.

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

- Calentamiento a una temperatura máxima.
- Permanencia a la temperatura máxima.
- Enfriamiento de dicha temperatura hasta temperatura ambiente.

La clasificación general de los tratamientos térmicos usuales son:

- El recocido.
- El temple.
- El revenido.

Algunas representaciones gráficas de los tratamientos térmicos en aceros-- pueden verse en las figuras 49, 50, 51, 52, 53, 54, 55, 56 y 57).

1.7 Aplicación de los tratamientos térmicos a hierros.

Los hierros fundidos pueden ser comparados, con aceros en su reacción a los tratamientos térmicos, en cuanto a la adquisición de dureza, sin embargo, porque los hierros colados (excepto los hierros blancos) contienen grafito y sustancialmente altos porcentajes de silicio, estos requieren altas temperaturas de austenización.

Para los hierros altos en silicio, se requiere de largos intervalos de tiempo a temperatura de austenización. Este intervalo es abierto porque el silicio retarda la absorción de carbono en austenita, para hierros bajos en silicio responde mejor al tratamiento térmico.

La respuesta de la matriz en los hierros colados, a los tratamientos térmicos, depende del contenido de carbono, elementos aleantes y temperatura de austenización.

El carbono en exceso es disuelto en austenita a altas temperaturas arriba de A_1 , y por lo tanto, se obtiene la dureza más alta en el tratamiento térmico de temple. (Ver figuras 58, 59, 60, 61 y 62).

1.7.1 Recocido.

Cuando se desea una ductilidad máxima, buena maquinabilidad y bajas tensiones, generalmente se da un recocido completamente ferrítico donde la microestructura es transformada en ferrita y grafito esferoidal.

Si se requiere mayor maquinabilidad el manganeso y fósforo deben ser lo más bajo posible así como los elementos aleantes de cromo, níquel, molibde no debido a que estos elementos retardan el proceso de recocido.

Existen dos diferentes tipos de recocido que pueden usarse satisfactoriamente.

- a) El primero es calentar y mantener a una temperatura de 900 °C a 955 °C por un tiempo de una hora por cada 25.4 mm de espesor de la pieza a tratar. Para secciones delgadas de fundición que contienen de 2.2% a 2.7% de silicio. Es suficiente con mantener a 955 °C durante tres horas. En las secciones gruesas donde existan zonas templeables basta mantener la temperatura de austenización a 955 °C entre 3 y 8 horas a 690 °C para uniformizar y evitar tensiones residuales y mantener por 5 horas, más una hora por cada 25.4 mm de espesor.

- b) La otra forma de recocido es calentar y mantener la temperatura de austenización de 900 °C a 955 °C por un tiempo de una hora procediendo enseguida a un enfriamiento máximo en el horno de 650 °C con una velocidad de enfriamiento de 20 °C/hora. Cuando no se requiere de propiedades de resistencia al impacto puede usarse un ciclo de recocido corto, es decir que los carburos sean tolerables si se omite un precalentamiento antes de austenizar y un aumento de 30 °C en la temperatura resulta. Una reducción del 50% en la resistencia al impacto.

En este tratamiento la pieza es calentada a 705 °C manteniendola por --- 5 hrs. más una hora por cada 25.4 mm de espesor. El efecto del tiempo y - temperatura sobre la descomposición de los carburos primarios es a mayor - temperatura menor tiempo. Los carburos se forman por elementos como el Cromo, principalmente formando carburos primarios muy difíciles de romper e imposible de disolver, otros elementos estabilizadores de carburos son el Molibdeno, Vanadio y Tuwsteno.

1.7.2 Normalizado.

Este tratamiento puede usarse en la producción de hierro dúctil del tipo- ASTM 100-70-03, y 120-90-02 o simplemente provocar un mejoramiento en las propiedades mecánicas. La microestructura obtenida por este tratamiento- depende de la composición del hierro y del tipo de enfriamiento que a su vez depedende del tamaño de la pieza de la cantidad del aire que rodea la pieza durante el enfiramiento y la temperatura de prueba.

Generalmente el normalizado produce una estructura homogénea de perlita - fina, si el contenido de Silicio y Manganeso es moderado.

Las piezas ligeras de hierro aleado pueden tener una estructura martensítica en el proceso de normalizado.

Las temperaturas de normalizado son de 870 °C hasta 940 °C y el tiempo de permanencia es de 1 hr. por cada 25.4 mm de espesor de la pieza.

Las temperaturas y tiempos varían con la composición especialmente con -- los contenidos de Silicio y Cromo.

La dureza es función de la temperatura de enfriamiento a la que esté sometida la pieza.

El normalizado es comúnmente seguido por un temple para lograr la dureza deseada y revenido para el alivio de tensiones residuales. El efecto del temple sobre la dureza y las propiedades mecánicas dependen de la composición del hierro.

Los elementos de aleación tienen una función importante en el proceso del hierro dúctil. El Níquel y Cobre se prefieren como elementos de aleación porque fortalecen al hierro en toda sección favoreciendo la formación de perlita, la cual no forma carburos. El molibdeno en combinación con el Níquel incrementa la resistencia a la tracción y dureza entre otras propiedades mecánicas.

1.7.3 Temple.

La temperatura usada para austenizar una fundición comercial es de 845 °C produciendo una dureza considerable.

El aceite se emplea como medio de enfriamiento para minimizar esfuerzos, -- residuales en piezas sencillas puede usarse agua o salmuera y en piezas -- con geometría compleja se usa aceite a temperatura de 90 °C a 100 °C para evitar grietas.

Las piezas deben revenirse para aliviar tensiones residuales, después del enfriamiento severo. La dureza del temple depende del nivel de calentamiento, elementos de aleaciones tiempo y temperatura de revenido.

El hierro dúctil no cuenta con las curvas de temple. La geometría de la pieza generalmente impone el medio de enfriamiento, porque las tensiones térmicas inducen la formación de grietas durante el enfriamiento.

La influencia de la temperatura de austenización de 845 a 870 °C provoca un alto grado de dureza (55-57 Rc). A temperaturas de 925°C se forma suficiente austenita retenida que baja la dureza a 47 Rc.

El tiempo de permanencia a la temperatura de austenización es importante para obtener una dureza completa durante el enfriamiento.

Dentro de los límites normales de Carbono y Silicio total tienen una --- influencia menor en la dureza.

El contenido de Carbono combinado en la matriz depende de la temperatura de austenización así como del Manganeso que tiene una influencia moderada.

La adición de elementos aleantes individual o en combinación pueden dar como resultado una gran variedad de dureza. Los hierros de alta aleación requieren de temperaturas elevadas de temple para obtener resultados similares.

Los hierros ductiles después del temple requieren de un revenido moderado para aliviar tensiones y obtener la dureza deseada.

1.7.4 Austemple.

La microestructura producida en la matriz del hierro por el tratamiento térmico de austemple queda abajo del campo de la perlita y arriba de la martensita con formación de bainita ferrítica o acicular.

El proceso de tratamiento se realiza desde una temperatura arriba de la de transformación, templando en un baño caliente y manteniendo a temperatura constante hasta que la transformación haya terminado.

Los tiempos de permanencia van desde 20 min. por cada 25.4 mm de espesor hasta varias horas. El hierro gris usualmente se temple en aceite, baño de sales o de plomo a temperaturas de 230 °C hasta 425 °C.

El tiempo de permanencia requerido para la transformación óptima es determinada por la temperatura del baño y la composición del hierro.

El espesor y forma de la pieza frecuentemente limita el uso del austemple.

Un ciclo de austemple general consta de un precalentamiento por 5 min. a 650 °C, un austenizado por 10 min. a 870 °C y un temple a 250 °C por 20 min y un enfriamiento al aire (ver figura 63 y 64).

1.7.5 Martemple.

Este tratamiento se usa para producir martensita sin esfuerzos internos - considerables que normalmente acompañan a esta formación y generando durezas similares al temple convencional pero con deformaciones mínimas, sin embargo las características de fragilidad en la martensita resultante después del martemple exige siempre un revenido.

La pieza es templada desde la temperatura crítica en aceite, baño de sales o de plomo y manteniendo la temperatura ligeramente por arriba de la temperatura a la cual se forma la martensita. La forma y tamaño de la pieza indica la duración del martemple. El ciclo del martemple consta de un precalentamiento de 650 °C durante 5 min, un austenizado a 855 °C por 10 min, un temple en un baño de sales agitado a 345 °C por 1 min, enfriar al aire por 1 hr y revenir a 175 °C ver figura 65 y 66.

El austemple y el martemple son tratamientos térmicos basados en los diagramas de transformación isotérmica, razón por la cual se les denomina - tratamientos isotérmicos.

El diagrama para hierro dúctil puro proporciona información acerca de los procesos de transformación austenítica (figura 67).

La transformación de austenita a bainita en aleaciones de hierro dúctil - es completamente terminada en dos horas aproximadamente a temperatura de austemple.

El efecto de los elementos aleantes sobre la transformación isotérmica -- del hierro dúctil puede ser un efecto similar al del acero en el eutectoide.

De cualquier manera cuando se usan grandes cantidades de aleantes y se -- forman carburos, solo una parte de estos elementos de aleación pueden presentarse como carburos insolubles.

1.7.6 Endurecimiento superficial.

El hierro dúctil responde fácilmente al endurecimiento superficial por flama o inducción magnética. Los tipos de hierro dúctil perlítico 80-60-03 y 100-70-03 son preferidos para estos tratamientos. Los hierros libres de - ferrita en su microestructura responden instantáneamente a este proceso para ser completamente endurecidos.

Los hierros con una matriz completamente ferrítica, típica de los grados - de alta ductilidad requiere de varios minutos a 870 °C para ser endureci-- dos completamente por enfriamiento subsecuente.

Una estructura con matriz perlítica fina, tiene una respuesta rápida en la dureza superficial y proporciona un núcleo excelente sostenido por la dureza superficial.

El tiempo de calentamiento, cantidad de carbono disuelto, temperatura, tamaño de la pieza y tipo de temple ayudan a determinar el valor final de dureza.

1.7.7 Alivio de esfuerzos.

Cuando no existe otra manera de tratar térmicamente las fundiciones de estructura compleja de hierro dúctil puede hacerse un alivio de esfuerzos desde 510 °C hasta 675° C, las temperaturas altas eliminan gradualmente todas las tensiones residuales pero existen efectos secundarios como disminución de la dureza y resistencia a la tracción.

La complejidad de la fundición y la perfección de un relevado de esfuerzos por 1 hora más 1 hora por cada 25.4 mm de espesor es prácticamente buena; el enfriamiento debe ser uniforme para evitar introducir nuevamente esfuerzos.

La precipitación secundaria del grafito en toda la matriz produce baja dureza en el temple.

La precipitación de grafito puede ser controlado por la composición (principalmente Carbono, Silicio) y temperatura de temple.

Las pruebas experimentales para esta tesis se llevaron a cabo en el laboratorio metalúrgico. Fernando González Vargas y la colaboración de Fundidora Panamericana.

2.1 Descripción.

En Fundidora Panamericana se colaron barras de 25.4 mm (1 in) de diámetro por 305 mm (1 ft) de largo en adobes (moldes sin caja) que contenían 6 barras con su respectivo sistema de alimentación.

El material usado fue hierro dúctil convencional con especificaciones de colada ASTM-604512 y 805506, nodularidad mayor del 90%, grafito esferoidal de forma regular con un diámetro aproximado de 35 mm ó 100 esferoides/mm² y una matriz compuesta por los constituyentes de 10% ferrita y 90% perlita. Las figuras 68 y 69 muestran estas características.

Este hierro se obtuvo por horno de cubilote el cual produce como hierro primario, hierro gris con un contenido de manganeso y azufre muy bajo; esto es muy importante ya que si no se tiene un porcentaje moderado no se va a obtener la nodularidad posterior por que el azufre consume Magnesio y el Manganeso promueve la formación de perlita.

Una vez que es recibida la carga fundida en una olla, se transporta a un sitio donde se coloca un equipo denominado campana, la cual contiene el agente nodulizante que para nuestro caso es magcoque (compuesto de carbón impregnado de magnesio y algunos otros elementos como cerio, y tierras raras).

En la tabla 9 se indican otros agentes nodulizantes que se utilizan para la obtención del hierro nodular.

La manera de nodulizar, es por el proceso de campana invertida, esta reacción se lleva a cabo durante dos o tres minutos, resultando una reacción violenta debido al magnesio, que actúa como agente esferoidizante, favoreciendo la nodulización del grafito que se encuentra disperso en el metal líquido.

Las temperaturas del metal durante sus diferentes etapas de proceso fueron de 1470 °C durante el sangrado del horno, 1430 °C después de la nodulización del metal y 1400 °C durante su colada al molde de las barras.

Estas mediciones de temperatura se hicieron con pirómetro óptico.

Durante el proceso de vaciado del horno, es importante que el metal líquido sea inoculado con Ferrosilicio y al término de la reacción nodulizante se haga una posinoculación con la misma liga. Esta operación es indispensable para provocar una homogenización uniforme y evitar formación de carburos.

La adición de otros elementos aleantes en nuestro caso cobre, se hizo en el momento de verter el metal líquido de la olla de reacción a la cuchara. El cálculo de la adición de cobre se hizo para un rendimiento bajo debido a la diferencia de peso específico del hierro y del cobre. Para obtener una distribución más homogénea de la aleación, se hizo una agitación manual con una barra de acero precalentada.

Esta metodología se siguió para las tres diferentes composiciones que se obtuvieron en tres coladas distintas.

El desmoldeo de las barras se llevó a cabo 40 minutos después de haber sido coladas, quedando marcadas con ciertos números.

Dentro de los imprevistos que se presentaron en el desmoldeo fue que no todas las barras del molde habían llenado, es decir reflejaban algunas irregularidades de dimensiones, otras presentaban insuficiencia de alimentación, por falta de temperatura, formando pliegues y falta de material en algunas zonas sobre todo en las partes más alejadas de la mazorota y de los conductos de alimentación. Sin embargo se logró obtener el número de barras suficientes, aparentemente sanas para las pruebas experimentales.

Una vez teniendo las barras requeridas, se pasó a una limpieza primaria y posteriormente a un maquinado previo, el cual se hizo con la finalidad de aproximar las probetas a las dimensiones que marcan la NOM-B-310 y la NOM-B-120 para las probetas de tracción y de impacto respectivamente, y que se dan con mayor exactitud más aleante. Esta aproximación de dimen-

siones se tomó considerando que el tratamiento térmico provoca una transformación de estructura y por lo consiguiente un cambio en las propiedades físicas, y deformaciones posibles. Por esa razón se decidió aproximar las dimensiones de las probetas y de esta manera hacer más fácil el ajuste de las dimensiones finales, una vez tratadas las probetas.

En efecto al tratar este material adquirió propiedades físicas distintas y que a fin de cuentas era lo que se perseguía.

Las probetas en el premaquinado fueron trabajadas con herramientas de aceros especiales y carburo de tungsteno notando pequeñas dificultades al maquinarse. Y una vez tratadas, sólo se usó herramienta de carburos de Tungsteno, debido al aumento de dureza que reflejan las probetas después del tratamiento. Todas las muestras se sometieron al tratamiento térmico considerando como objetivo principal los efectos que se producen por este.

Para aclarar más nuestro propósito detallaremos la metodología del experimento.

El desarrollo del trabajo comenzó con la selección de tres diferentes calidades de hierro, es decir, diferentes proporciones de elementos químicos en cuanto a composición química (ver tabla 10).

Estas muestras a su vez se trataron a diferentes condiciones de temperaturas y tiempo durante la austenización y austemple.

Para poder predecir con mayor claridad la influencia de cada uno de los parámetros que intervienen en las diferentes circunstancias, nos auxiliamos de los siguientes esquemas arborecentes.

ESQUEMA PARTICULAR

COLADA 7

$T_1 = 880 \text{ }^\circ\text{C}$

$T_1 = 400 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

3 hrs.

$T_2 = 325 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

3 hrs.

$T_3 = 250 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

3 hrs.

$T_{II} = 860 \text{ }^\circ\text{C}$

$T_1 = 400 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

3 hrs.

$T_2 = 325 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

3 hrs.

$T_3 = 250 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

3 hrs.

COLADA 8

$T_1 = 880 \text{ }^\circ\text{C}$

$T_1 = 400 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

3 hrs.

$T_2 = 325 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

3 hrs.

$T_3 = 250 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

3 hrs.

$T_{II} = 860 \text{ }^\circ\text{C}$

$T_1 = 400 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

3 hrs.

$T_2 = 325 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

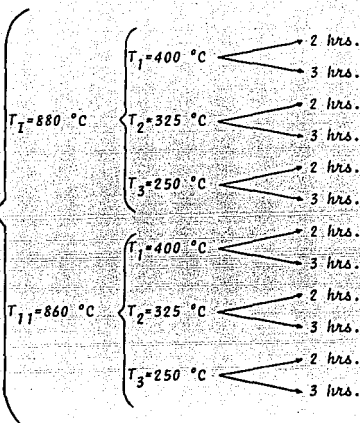
3 hrs.

$T_3 = 250 \text{ }^\circ\text{C}$

2 hrs.

3 hrs.

COLADA 9



El desarrollo de tratamiento térmico (austemple) se llevó a cabo a escala de laboratorio, en el que se adaptaron equipos convencionales, para ---- cumplir con el ciclo normal del tratamiento, como son:

Un horno de calentamiento, para elevar la temperatura, hasta austenizar - la muestra y ahí mismo continuar con la etapa de permanencia provocando - uniformidad en la transformación.

Como un segundo implemento del tratamiento se usó horno con caja que contenía sales fundidas a temperatura constante, para lograr la transforma- ción deseada.

Estos hornos tienen un control de temperatura automático y comúnmente se conocen con el nombre de mufla.

Las adaptaciones se hicieron de tal manera que se facilitara el manejo de las muestras así como la reproducción de los mismos.

La primera fase del ciclo térmico (calentamiento y tiempo de permanencia) se estableció conforme la composición química de las diferentes coqueadas.

La composición química fue nuestro primer parámetro de variación para poder establecer de alguna forma la influencia de los elementos aleantes, en este caso las variaciones principales fueron los contenidos de Cobre, Silicio y Manganeso (ver tabla 10).

Ahora bien el Cobre se le adicionó con la idea de poder mejorar las propiedades mecánicas (estabilización de perlita) y/o como sustitución de otros elementos aleantes tales como el Molibdeno y Níquel, que son elementos de aleación caros y producen un costo mayor en la fabricación de los hierros nodulares austemplados.

La temperatura de austenización fue seleccionado a dos diferentes grados de temperatura con la idea de poder notar la influencia de esta en las propiedades físicas del metal. Estas temperaturas fueron 860 °C y 880 °C.

Por otra parte se consideró "el tiempo de permanencia" como un factor constante para uniformizar la temperatura de austenización en la probeta estableciendo 40 minutos por cada grupo de ensayos.

Otro parámetro de variación para este trabajo, fue la temperatura del baño de enfriamiento, según las características de estructura y propiedades deseadas. Las recomendaciones de la literatura abarca desde los 200 °C aproximadamente hasta los 400 °C, dando así una diferencia de estructura bien marcada que va desde la perlita fina o la bainita superior para temperaturas alrededor de los 400 °C hasta una martensita bien definida para temperaturas alrededor de los 200 °C pasando entre estas transformaciones por la bainita que es de mayor interés para este trabajo, debido a las propiedades más favorables que se obtienen con esta microestructura.

Así es que la transformación bainítica se establece en el intermedio, de las temperaturas de referencia, es decir para nuestro caso y conforme a la composición química del material, se obtuvo a 325 °C la transformación total de las diferentes probetas notando poca diferencia entre ellas.

Las transformaciones están gobernadas por la composición química del hierro y se puede analizar por medio de los diagramas CCT y TTT que indican el momento en que comienza y termina la transformación de la estructura deseada, por esta razón el tiempo de estancia en el baño de sales se consideró como otra variable del proceso y de acuerdo con los

diagramas convencionales se establecieron dos tiempos de 2 y 3 horas, - para verificar la influencia de esta variable. Estos tiempos pueden ser más o menos prolongados según el tipo de hierro y características mecánicas que se deseen obtener.

Cabe repetir que las pruebas experimentales fueron a nivel laboratorio - y por por tal motivo se improvisaron diferentes operaciones; como el --- traslado de muestras de un horno a otro en forma manual, así como la falta de agitación del baño para hoogenizar la temperatura. La falta de -- estas operaciones de alguna forma, se manifestaron al momento del análisis metalográfico de las muestras.

La falta de condiciones reflejan una variación en la microestructura de las probetas tratadas y que influyen directamente en los resultados de las pruebas mecánicas independientemente de las muestras que presenten - defectos de porosidades y rechupes de fabricación.

3.1 Análisis particular de cada variable.

Los factores que participaron en el tratamiento térmico y que influyen directamente en las propiedades del material tratado, son:

a) La temperatura del baño.

Es un factor determinante en la estructura metalográfica y es indispensable definir las características mecánicas que se desean, para poder establecer la temperatura y lograr resultados satisfactorios.

b) El tiempo de permanencia a la temperatura del baño.

Tiene un efecto complementario, donde la estructura logra la estabilización o formación de otras estructuras diferentes a las requeridas.

El tiempo que generalmente se utiliza para la estabilización es de 1 a 2 horas dependiendo de la composición del hierro (que elementos químicos son aquí determinantes para la microestructura).

c) Los elementos aleantes.

También tiene un efecto directo antes y durante el tratamiento de manera que provocan estructuras más favorables para ser transformadas y hacerlas más estables. Cada elemento tiene un efecto particular el cual debe considerarse al hacer una buena aleación en las cantidades adecuadas y poder obtener mejores propiedades durante el austeple.

d) El baño de sales.

Tiene dos funciones importantes que cumplir.

El primero es que debe tener una temperatura de fusión adecuada para cubrir la temperatura de austemple de trabajo en la cual debe permanecer en estado líquido y poder efectuar la función de un medio de enfriamiento.

Y segundo no debe tener una reacción con el material en proceso porque estaría alterando la composición, las dimensiones y la misma estructura.

3.2 Análisis metalográfico.

Las fases presentes en la microestructura obtenida durante la parte experimental corresponde a la descripción escrita bajo cada una de las micrografías de las figuras 70 hasta la 108.

En ellas puede distinguirse cada uno de los microconstituyentes que lo caracterizan.

Resulta un poco difícil indicar una secuencia lógica de transformación para cada micrografía de cada colada, debido a que están involucradas cuatro variables en cada muestra. Sin embargo, si consideramos la temperatura de austemple como única variable, el análisis resulta más fácil y con una diferencia bien marcada porque en cada temperatura de trabajo

muestra una transformación específica y que es característica en todas las muestras tratadas a esta temperatura. Por esta razón el análisis metalográfico puede clasificarse en tres diferentes bloques de estructura. Uno para las muestras tratadas a 400 °C las cuales muestran características particulares, a diferencia de las tratadas a 325 °C y 250 °C que también muestran una microestructura particular y diferentes entre ellas.

Al considerar este método de análisis se puede ver con mayor claridad las transformaciones que sufre cada una de las muestras de las diferentes coladas y relacionarlas con las otras variables involucradas en el tratamiento, como es el tiempo de permanencia en el baño, la temperatura de austenización y la composición química.

Para aclarar mejor lo anterior, la clasificación de microestructura con diferentes microconstituyentes se puede distinguir, para el primer bloque las estructuras de las figuras 73 hasta 84 son similares, para el segundo bloque desde la figura 85 hasta la 96 también son semejantes y para el tercer y último bloque desde la figura 97 hasta la 108.

3.3 Análisis de las propiedades mecánicas.

Dentro del análisis de las propiedades mecánicas cabe destacar que los resultados fueron obtenidos salvo que las muestras presentarían defectos por colada.

- a) Como primera prueba se indica la tracción en la que cada una de las -- muestras presenta diferentes valores de carga máxima, alargamiento y límite de fluencia. Los valores obtenidos se muestran en la tabla 11 y los que muestran mejores resultados combinados de carga máxima y alargamiento son los que se trataron a temperatura de austemple de 325 °C, -- porque dentro de estas muestras, existe buena relación de reducción de área y carga máxima de ruptura (ver figuras 112 y 113).

Haciendo una separación de los valores de tracción por número de colada se obtiene que las últimas columnas de la tabla en los cuales se pueden apreciar mejor el comportamiento del ensayo conforme a la transforma--ción que ha sufrido el material por influencia de la temperatura del -- austemple. En estas columnas se ve una regularidad en la carga máxima para las muestras tratadas a 325 °C que además de mostrar los mejores - porcentajes de reducción de área y por lo tanto de capacidad de deformación presenta una regularidad en cuanto a la carga máxima.

Al hacer un promedio de las cargas máximas de tracción por separado para las diferentes temperaturas de austemple de 400, 325 y 250 °C se puede observar que los valores son de forma ascendente es decir que conforme la temperatura de austemple es más baja la carga máxima de tracción aumenta. Esta relación está determinada por el tipo de estructura que se presenta para una de las temperaturas de austemple y es lógico que - presenta diferentes características mecánicas.

Por lo que respecta a la reducción de área o porcentaje de alargamiento aunque se registraron algunos valores, no existe gran variación entre las muestras tratadas a 400 °C y 250 °C sin embargo para las muestras tratadas a 325 °C si se marca una diferencia - - hasta del doble, que también se debe a la microestructura presente.

Las figuras 109 y 110 ejemplifican el tipo de curvas obtenidas durante el ensayo de tracción y que mediante esta curva puede reafirmarse la limitación del alargamiento.

La figura 111 muestra diferentes curvas de tensión-deformación para hierros nodulares con diferentes tratamientos térmicos.

- b) Por lo que respecta a la prueba de impacto que mide directamente -- la tenacidad del material, debe decirse que los resultados obtenidos en general son bajos, sin embargo existe una diferencia de valores y corresponde a los diferentes tipos de microestructura que - aparece con las temperaturas de austemple.

La tabla 12 muestra los resultados de cada una de las pruebas realizadas. Al analizar los valores en función de la temperatura de --- austemple se puede ver nuevamente que las pruebas realizadas a --- a 325 °C tiene los valores mayores de energía absorbida lo cual --- quiere decir que es la estructura con mejores propiedades de tenacidad. En las columnas que indican la prueba por el número de colada se aprecia mejor la diferencia que existe entre cada temperatura de austemple efectuada (ver figura 114).

- c) En la prueba de dureza los valores menores corresponden al tratamiento de austemple efectuado a 325 °C y como consecuencia de la microestructura respectiva.

Para las muestras tratadas a temperaturas de austemple de 400 °C los valores oscilan en una escala Brinell de 270 hasta 340 mostrando un intervalo de variación bastante amplio sin definir una secuencia lógica.

Mientras las muestras tratadas a 250 °C indican un alto grado de dureza en un intervalo que va desde los 320 hasta los 365 grados en escala Brinell donde ya muestra una secuencia de dureza.

Por último podemos ver que las muestras tratadas a temperaturas de austemple de 325 °C tienen intervalo más cerrado de dureza Brinell pues solo es de 255 hasta 270 grados. En este caso ya hay una relación directa de la estructura con el tratamiento térmico de austemple.

En la tabla 13 se muestran con detalle cada una de las durezas correspondientes a cada muestra, así como los valores promedio a 325 °C --- (ver figura 115).

Haciendo un análisis global de las diferentes pruebas mecánicas y considerando los antecedentes tratados en un principio, los resultados obtenidos son congruentes con lo que se esperaba. Esto es que la generar una estructura bainítica por medio del tratamiento térmico de austemple se logra por un lado aumentar la resistencia a la tracción y el alargamiento así como la tenacidad y por otro lado la disminución en la dureza del material. Este cambio de propiedades provocados por el tratamiento hace posible la aplicación de estos materiales en distintas áreas de ingeniería.

El éxito del tratamiento térmico está en poder obtener una estructura bainítica acicular, la cual esta en función de cada una de las variables que se consideraron.

Una vez obtenida la microestructura las propiedades mecánicas estarán en función de la misma, por eso es prudente establecer antes de iniciar el desarrollo del proceso, las características y propiedades que deseen obtenerse.

Resulta difícil seleccionar la temperatura óptima de austemple en un determinado hierro dúctil y se debe precisamente a la gran cantidad de variables que intervienen en el mismo y es por eso se recomienda hacer pruebas preliminares considerando las diferentes variables que intervienen antes, después y durante el tratamiento isotérmico.

Como variables de importancia pueden mencionarse entre otras la calidad de la pieza fundida (porosidades, segregación, microestructura inicial y composición química), dimensión y geometría de la pieza, condiciones de tratamiento térmico (tiempo y temperatura de calentamiento, tiempo y temperatura de austenización) y condiciones de enfriamiento (velocidad de enfriamiento), condiciones del medio de enfriamiento (agitación-composición del baño, tiempo de permanencia) etc.

La tabla 14 aclara los resultados de las propiedades mecánicas obtenidas en esta tesis y una vez más se puede afirmar que los resultados mejores en cada una de las pruebas realizadas a las diferentes temperaturas de austemple corresponden a las realizadas a 325 °C, condiciones en las que los valores de tracción son intermedios, el alargamiento o reducción de área es mayor, la tenacidad del material indicada por la prueba de impacto es mayor y por último la dureza menor para facilitar un maquinado posterior al tratamiento.

Mientras que las probetas tratadas a temperatura de austemple de 400 °C no son adecuadas para obtener características mecánicas ventajosas, ya que los valores de tracción son bajos, no hay alargamiento significativo, la dureza es alta y la tenacidad del producto también es baja. Y no se diga de las probetas tratadas a 250 °C en la cual también no hay alargamiento y aunque la tenacidad es significativa la dureza es muy alta debido a la microestructura de transformación resultante.

Como punto final podemos decir que la temperatura de austenización consi
dera en este trabajo no influencia: la transformación al igual que el --
tiempo de permanencia de la temperatura de austemple, o cuando menos no-
se manifiesta en las metalografías realizadas.

La composición química puede tener una mayor ingerencia en la transforma
ción puesto que en algunas probetas la transformación es más pronunciada,
al mismo tiempo que las propiedades mecánicas resultan con valores dife-
rentes bajo las mismas condiciones de tratamiento.

Las características del producto obtenido después de un tratamiento térmico de austemple son adecuadas para sustituir materiales que por su fabricación requieren de mucha elaboración o para sustituirlos por materiales más ligeros, en fin son muy diversas las causas por las cuales estos productos pueden tener diferentes aplicaciones dando propiedades mecánicas iguales o mejores así como facilidad de elaboración.

Estos productos no se limitan a la aplicación de un campo en particular, sin embargo la mayor aplicación se encuentra en el área automotriz debido a las propiedades y características que ofrecen. Las mayores aplicaciones es en engranes de cualquier tipo, cigüeñales, flechas, árboles de levas, carcasas, ratores, ejes de ferrocarril, componentes de suspensión, y muchas otras donde se requiera una combinación de propiedades mecánicas como; tenacidad, fatiga resistencia a tracción e impacto sin olvidar la dureza.

Para ser breves solo destacaremos lo más relevante de esta tesis.

En este trabajo pueden concluirse que se cumplió con los objetivos planteados en un principio y que los resultados obtenidos son satisfactorios para el fin que se realizó.

Dentro de las hipótesis que se plantearon para obtener un tratamiento térmico de austemple óptimo en la fabricación industrial de cualquier hierro colado se logró y los resultados lo confirman.

Tanto el proceso de fabricación del hierro dúctil como el tratamiento térmico de austemple pueden mejorarse para dar una mejor calidad de hierro -- y sacar el mejor provecho posible del tratamiento térmico.

Los parámetros que hay que controlar en la fabricación del hierro dúctil -- son; composición química adecuada, distribución homogénea de la microestructura decisiva, y evitar segregación de elementos en las piezas.

Por lo que corresponden el tratamiento térmico es; control de temperaturas de austenización y austemple así como el tiempo para cada caso, homogenización del baño mediante una agitación continua y manejo de las muestras correctamente.

Resulta difícil comprobar cada una de las variables involucradas en esta investigación, sin embargo las conclusiones definitivas explican claramente su influencia.

Por otro lado para detectar con precisión la influencia de cada variable tendrá que hacer un seguimiento más minucioso para concluir con mayor claridad el efecto de cada variable.

Otro punto de importancia dentro de este capítulo es la visión que debetenerse al momento de comparar los resultados y poder establecer la ---interrelación que existe entre las variables y su influencia o simplemente establecer mejor su relación con los parámetros involucrados, ya sea por medio de fotomicrografías, diagramas, figuras o tabulaciones de interés más detallado.

Como juicio final se puede decir que independientemente de la implementación de equipos y defectos de las probetas empleadas el trabajo experimental, se tuvo éxito en cumplir los objetivos planteados inicialmente.

Además este trabajo nos permite establecer un criterio más amplio sobre la complejidad de la transformación que existe en los tratamientos térmicos y poder evaluar las condiciones y variables que influyen así obtener las mejores propiedades mecánicas en las piezas de que trate.

**TABLAS
Y
FIGURAS**

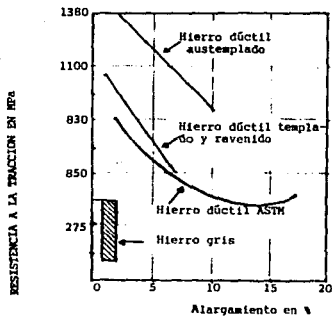
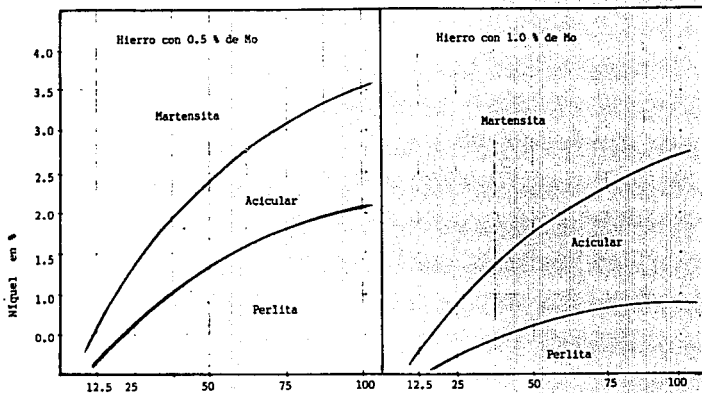


Figura 1.

COMPARACION DE LAS PROPIEDADES MECANICAS DEL HIERRO GRIS, HIERRO DUCTIL Y HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO (1).



Diámetro de barras tal como se colaron en mm.

Figura 2

FIGURA 2

COMPOSICION LIMITE DE ELEMENTOS ALEANTES PARA OBTENER ESTRUCTURA
ACICULAR EN FUNCION DEL DIAMETRO (8).
HIERRO BASE 3.3% C, 1.8% Si y 0.85% Mn

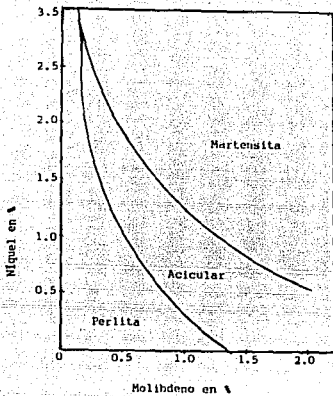


Figura 3

FIGURA 3

COMPOSICION LIMITE DE ELEMENTOS ALEANTES PARA OBTENER UNA ESTRUCTURA ACICULAR EN PLACAS CON ESPESOR DE 25.4 Mn (8) HIERRO BASE 3.3% C, 1.85% Si y 0.85 Mn.

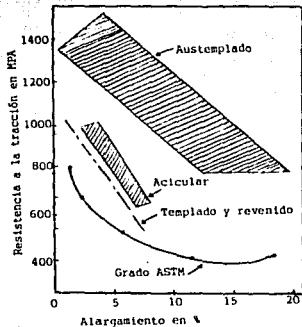


Figura 4

FIGURA 4

COMBINACION EN PROPIEDADES MECANICAS DE TRACCION Y ALARGAMIENTO PARA DIFERENTES GRADOS DE HIERRO DUCTIL (8).

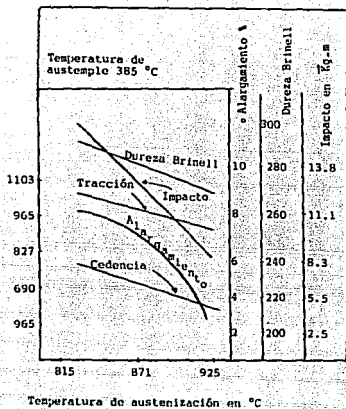


FIGURA 5

PROPIEDADES MECANICAS EN FUNCION DE LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACION (7).

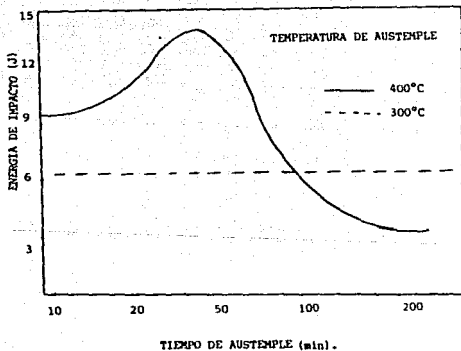
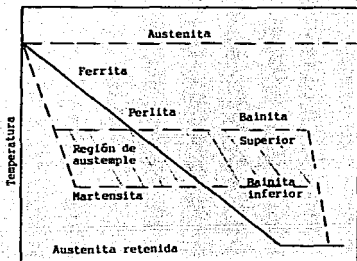


FIGURA 6

PRUEBA DE IMPACTO CON RANURA EN V A TEMPERATURA AMBIENTE EN FUNCION DEL TIEMPO DE AUSTEMPLE A DIFERENTES TEMPERATURAS (6).

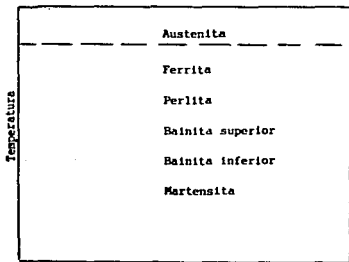


Tiempo

Figura 7

FIGURA 7

DIAGRAMA CCT MARCANDO LA ZONA DE AUSTEMPLE CON LINEA CONTINUA DE ENFRIAMIENTO (8).



Tensión MPa

Fluencia MPa

Alargamiento %

Dureza Brinell

Austenita

Ferrita

Perlita

Bainita superior

Bainita inferior

Martensita

414

276

18

150

552

380

6

210

965

690

6

300

1380

965

3

400

827

620

2

500

Tiempo

Figura 8

FIGURA 8

PROPIEDADES MECANICAS TÍPICAS ADYACENTES A LA REGION APROPIADA DE UN DIAGRAMA CCT (8).

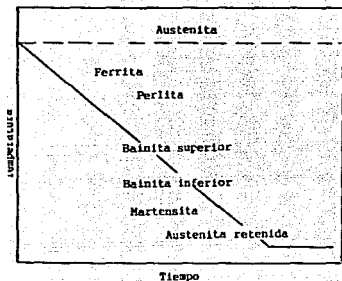


Figura 9

FIGURA 9

DIAGRAMA CCT INDICANDO LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (8).

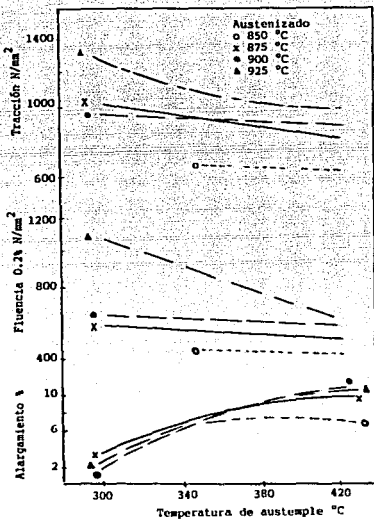


Figura 10

FIGURA 10

DIFERENCIA DE LAS PROPIEDADES MECANICAS EN FUNCION DE LAS TEMPERATURAS DE AUSTENIZACION Y DE AUSTEMPLE (4).

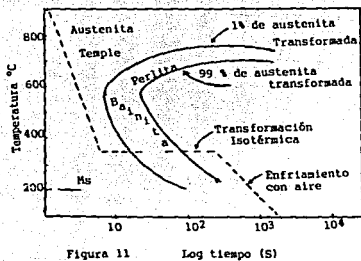
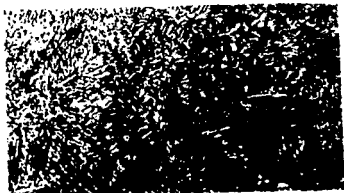


Figura 11 Log tiempo (s)

FIGURA 11

TRANSFORMACION ISOTERMICA DE UN HIERRO DUCTIL SIN ALEAR SOBRE UN DIAGRAMA DE TIEMPO TEMPERATURA (4).



(a)



(b)

FIGURA 12

MICROESTRUCTURA DEL HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO (6)

a) HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO A 325°C

b) HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO A 400°C



a



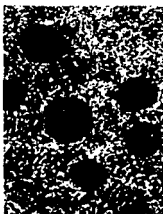
a'



a''



b



b'



b''

FIGURA 13

CARACTERISTICAS EJEMPLARES DE MICROESTRUCTURAS TÍPICAS DE TRANSFORMACION BAINITICA A DIFERENTES CONDICIONES DE AUSTEMPLE (2).

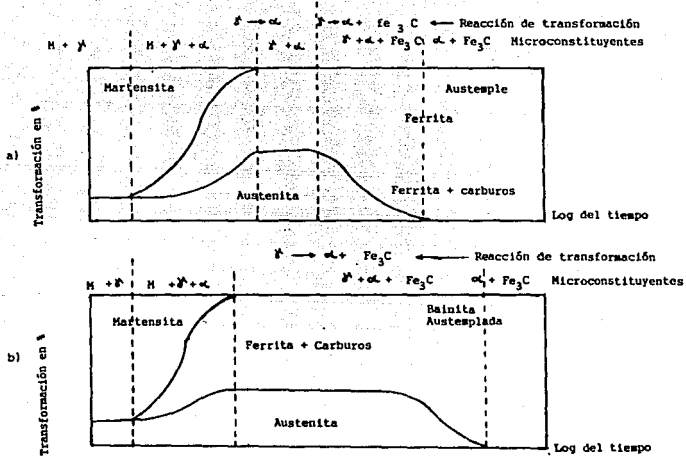


Figura 14

FIGURA 14

DIAGRAMAS DE LA REACCION DE AUSTEMPLE (6)

- a) TRANSFORMACION A ALTAS TEMPERATURAS
- b) TRANSFORMACION A BAJAS TEMPERATURAS

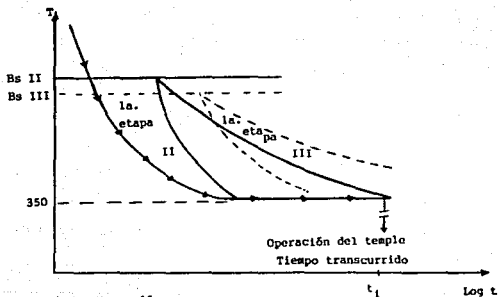


Figura 15

FIGURA 15

VELOCIDAD DE REACCION DE LA PRIMERA ETAPA
EN LAS ZONAS II Y III (3).

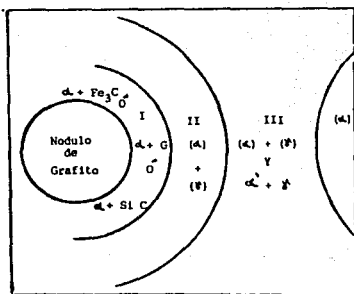


Figura 16

FIGURA 16

MICROCONSTITUYENTES OBTENIDOS DESPUES DE LA
REACCION DE LA PRIMERA ETAPA EN LAS ZONAS II
Y III (3).

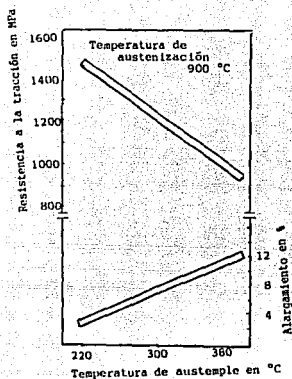
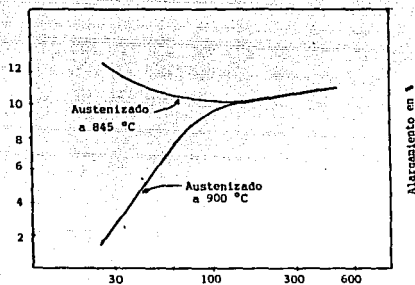


Figura 17

FIGURA 17
COMBINACION DE LAS PROPIEDADES
MECANICAS CON LA TEMPERATURA -
DE AUSTEMPLE EN EL ADI (1).



Tiempo de austemple a 370 °C en min.

Figura 18

FIGURA 18

EFFECTO DE LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACION
PARA OBTENER LA DUCTILIDAD MAXIMA EN UN
HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO A 370°C ALEADO
CON 1.5% Ni 0.3% Mo (2).

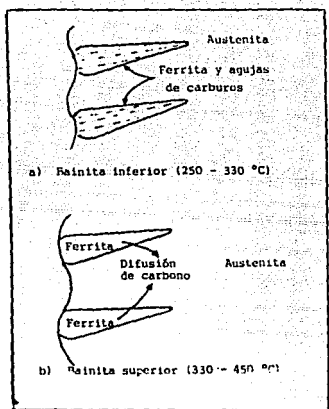


Figura 19

FIGURA 19

MECANISMO DE TRANSFORMACION (4)

- a) BAINITA INFERIOR
- b) BAINITA SUPERIOR

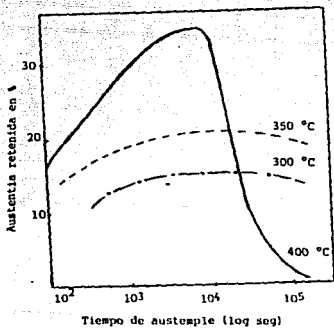


Figura 20

FIGURA 20

DISTRIBUCION DEL CONTENIDO DE AUSTENITA RETENIDA DESPUES DE AUSTEMPLAR A DIFERENTES TEMPERATURAS (4).

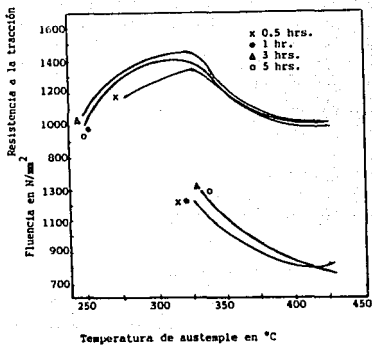


Figura 21.

FIGURA 21

EFFECTO DE LA TEMPERATURA Y TIEMPO DE AUSTEMPLE EN LAS PROPIEDADES DE TRACCION EN LOS HIERROS DUCTILIS BAINITICOS (4).

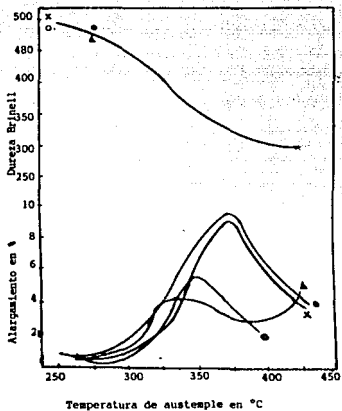


Figura 22

FIGURA 22

EFFECTO DE LA TEMPERATURA Y TIEMPO DE AUSTEMPLE EN LA DUREZA Y ALARGAMIENTO DE LOS HIERROS DUCTILIS BAINITICOS (4).

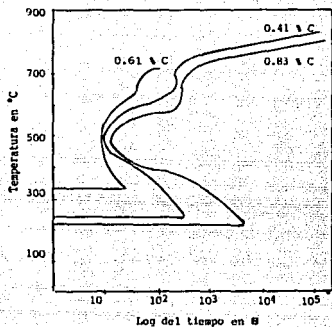


Figura 23

FIGURA 23

EFFECTO DEL CARBONO EN AUSTENITA AL PRINCIPIO DE LA TRANSFORMACION ISOTERMICA (4).

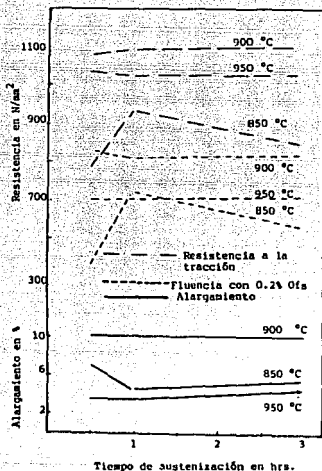


Figura 24

FIGURA 24

EFFECTO DEL TIEMPO Y TEMPERATURA DE AUSTENIZACION EN LAS PROPIEDADES DE TRACCION DE UN HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADA A 375°C POR 1HR (4).

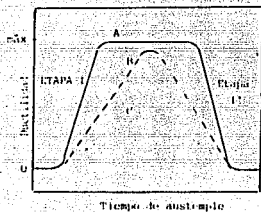
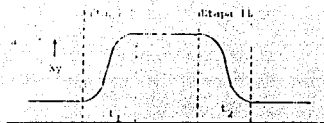


Figura 25

FIGURA 25

- a) DISTRIBUCIÓN DE LA FRACCIÓN VOLUMEN DE AUSTENITA DURANTE EL AUSTEMPLE INDICANDO LA SEPARACIÓN DE LA ETAPA I y II (5).
- b) TIEMPO DE AUSTEMPLE CONTRA DUCTILIDAD, INDICANDO LOS EFECTOS DE LA MISMA EN LAS ETAPAS I y II.
- A) ESTRUCTURA HOMOGÉNEA IDEAL
- B) SEPARACIÓN DE ELEMENTOS ALEANTES
- C) DEFECTOS INTRÍNSICOS EN LA ESTRUCTURA

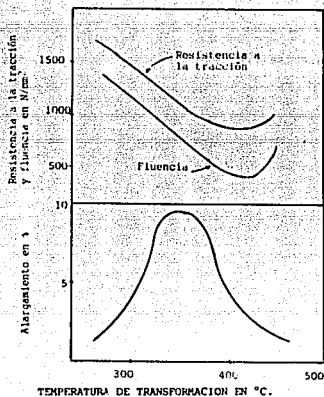


Figura 26

FIGURA 26

EFECTOS DE LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LAS PROPIEDADES DE TRACCIÓN (6).

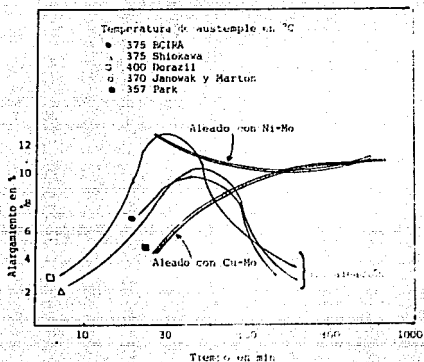


Figura 28

FIGURA 28

INFLUENCIA DEL TIEMPO DE AUSTEMPLE EN LA DUCTIBILIDAD EN HIERROS ALEADOS Y SIN ALEAR (2).

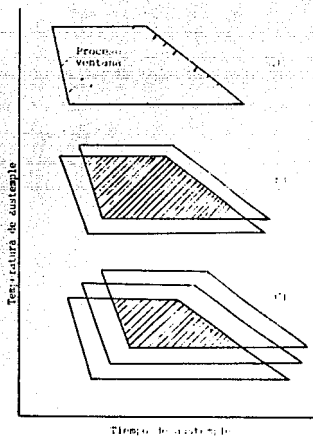


Figura 27

FIGURA 27

REPRESENTACION GRAFICA DEL PROCESO VENTANA A UN TIEMPO Y TEMPERATURA DE AUSTEMPLE (2).

- PROCESO VENTANA
- REDUCCION DEL PROCESO VENTANA POR DIFERENCIA DEL MATERIAL.
- PROCESO VENTANA MAS REDUCIDO POR LAS MULTIPLES VARIABLES INVOLUCRADAS.

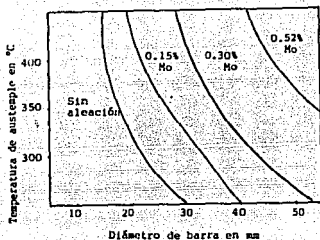


Figura 29

FIGURA 29

EFEECTO DEL MOLIBDENO EN EL AUSTEMPLE SIN FORMACION DE PERLITA EN FUNCION DEL DIAMETRO (4).

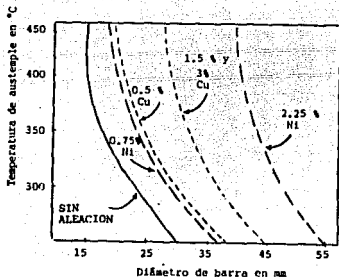


Figura 30

FIGURA 30

EFEECTO DEL NIQUEL Y COBRE EN EL AUSTEMPLE SIN FORMACION DE PERLITA EN FUNCION DEL DIAMETRO (4).

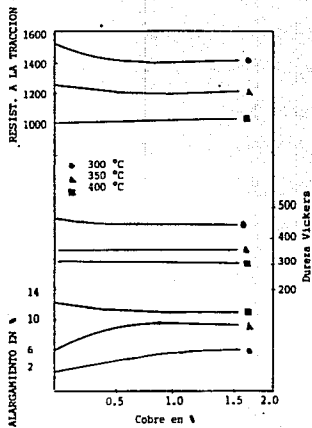


Figura 32

FIGURA 32
EFECTO DEL Cu EN LAS PROPIEDADES MECANICAS
DEL HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO (4).

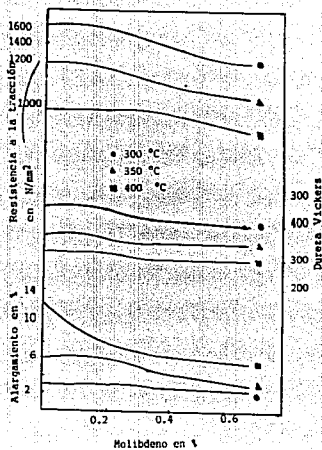


Figura 31

FIGURA 31
EFECTO DEL Mo EN LAS PROPIEDADES MECANICAS
DEL HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO (4).

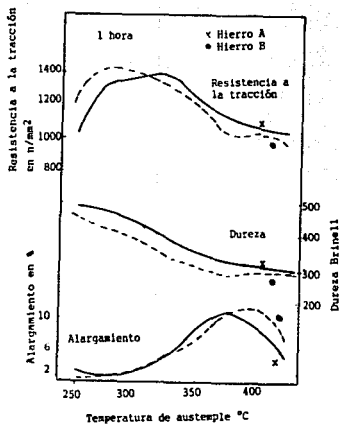


Figura 34

FIGURA 34

EFFECTO DE LA TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LAS PROPIEDADES MECANICAS DE UN HIERRO - DUCTIL CON SILICIO (4).

A) 2.0% Si B) 2.9% Si

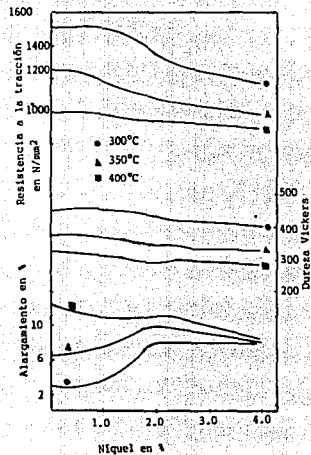


Figura 33

FIGURA 33

EFFECTO DEL NI EN LAS PROPIEDADES MECANICAS DEL HIERRO DUCTIL AUSTEMPLADO (4).

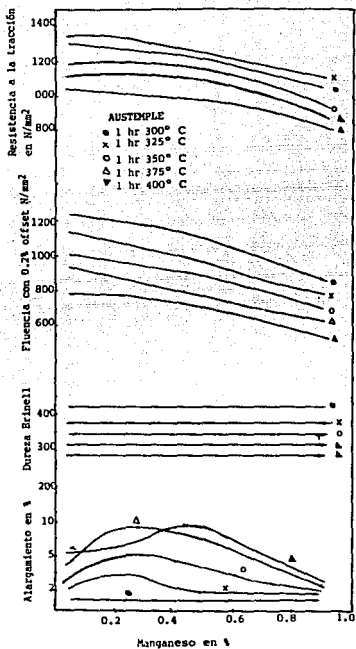


Figura 36

FIGURA 36

EFFECTO DEL Mn Y TEMPERATURA DE AUSTEMPLE EN LAS PROPIEDADES MECANICAS DEL HIERRO DUCTIL BAINITICO (4).

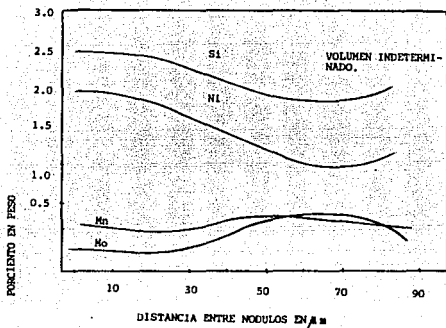


FIG. 37

FIGURA 37

DISTRIBUCION DE ELEMENTOS ALEANTES EN UN VOLUMEN INTERDENDRITICO ENTRE DOS NODULOS (5).

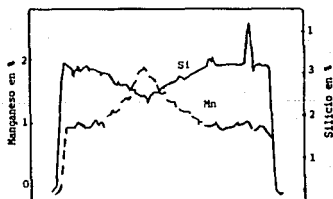


Figura 38

FIGURA 38

CARACTERISTICAS DE SEGREGACION DEL Si Y Mn ENTRE DOS NODULOS DE HIERRO DUCTIL (6).



FIGURA 39

TRANSFORMACION HETEROGENEA EN UN ADI COMO RESULTADO DE UNA SEGREGACION EN LOS BORDES DEGRANO. (AUMENTO 500X) (2).

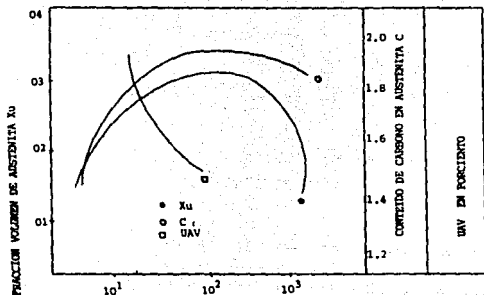
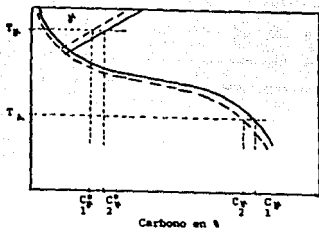


FIGURA 40.

FRACCIÓN VOLUMEN DE AUSTENITA "Xu"
 CONTENIDO DE CARBONO EN AUSTENITA
 "C" Y % DE UAV EN UN ADI (5).



T_f = Temperatura de austenitación
 T_A = Temperatura de austempering

C_f^1 (1) y C_f^2 (2) Contenido de carbono en la matriz en austenita

C_1 (1) y C_2 (2) Contenido de carbono en -- austenita en el austempering.

FIGURA 41.

DIAGRAMA Fe - C-2.5 Si EN EQUILIBRIO CON EL CARBONO "C" EN LA MATRIZ Y EQUILIBRIO METASTABLE DEL CARBONO EN AUSTENITA "C" (5).

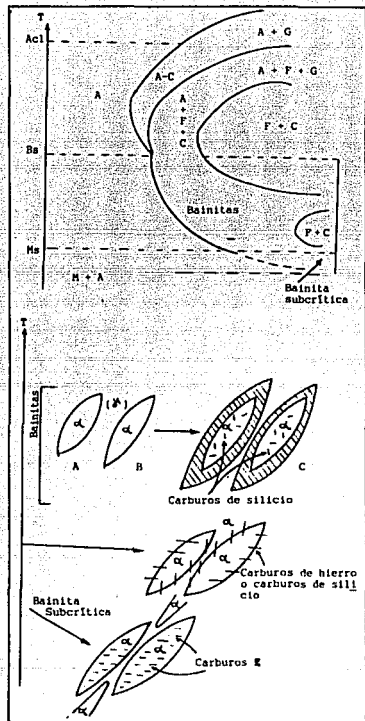
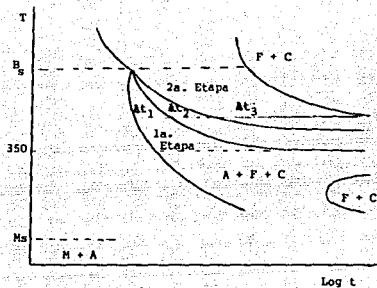


Figura 42

FIGURA 42

- a) DIAGRAMA TTT DE UN ACERO HIPERUTECTOIDE CON MATRIZ HOMOGÉNEA (3).
 b) MICROESTRUCTURA DE PRODUCTOS BAINITICOS



$350 \leq T \leq B_s$
 1a. Etapa $\delta^A \rightarrow \alpha + \delta^A$
 2a. Etapa $\delta^A \rightarrow SiC + \alpha$
 $\alpha \rightarrow SiC + \alpha$
 $At_1 = f(\%C, \%Si \text{ y } T)$

Figura 43

FIGURA 43

DIAGRAMA DE REACCION BAINITICA EN DOS ETAPAS DE UNA ACERO ALEADO CON SILICIO.(3).

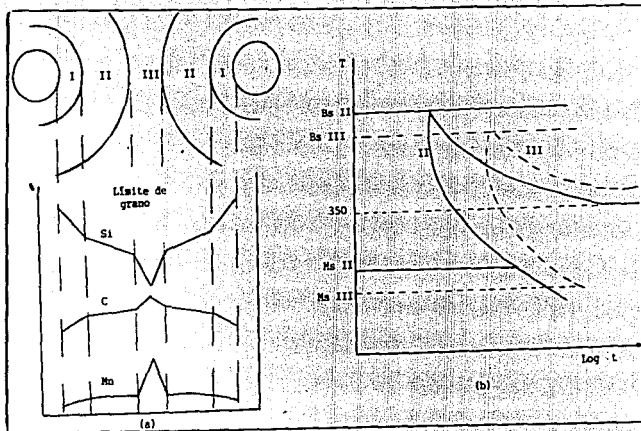


Figura 44

FIGURA 44

- a) VARIACION DEL CONTENIDO DE SILICIO Y MANGANESO EN LA MATRIZ DE UN HIERRO DUCTIL DE COLADA.
- b) INFLUENCIA DE LA SEGREGACION EN LA PRIMERA ETAPA DE LA REACCION BAINITICA (3).

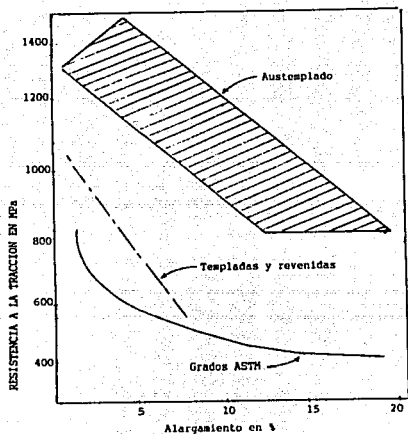


Figura 45

FIGURA 45
PROPIEDADES DE TRACCION DE LOS HIERROS
DUCTILES ESTANDARES Y AUSTEMPLADOS (2).

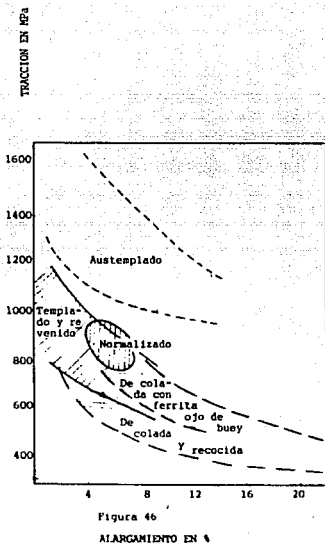


Figura 46
ALARGAMIENTO EN %

FIGURA 46

CARACTERISTICAS DE TRACCION Y DUCTILIDAD LOGRADA EN HIERROS DUCTILES POR COLADA Y POR TRATAMIENTO TERMICO (4).

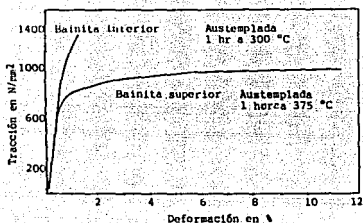


Figura 47

FIGURA 47

CURVAS DE TENSION-DEFORMACION PARA HIERROS DUCTILES CON ESTRUCTURA BAINITICA EN LA MATRIZ (4).

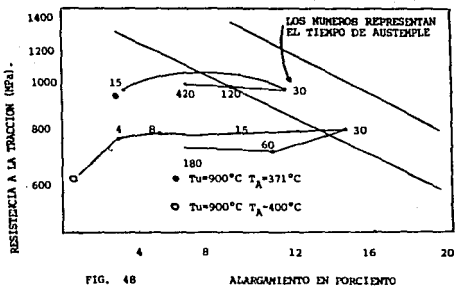


FIG. 48

ALARGAMIENTO EN FORJAMIENTO

FIGURA 48

PORCIENTO DE ALARGAMIENTO CONTRA RESISTENCIA A LA TRACCION MAXIMA EN HIERROS DUCTILES AUSTEMPLADOS ALEADOS SIMILARMENTE (5)

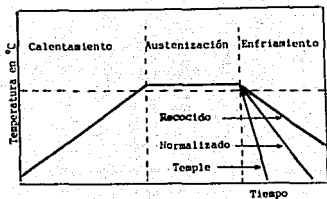


Figura 49

FIGURA 49
REPRESENTACION GRAFICA DE LOS TRATAMIENTOS
TERMICOS GENERALIZADOS. (14).

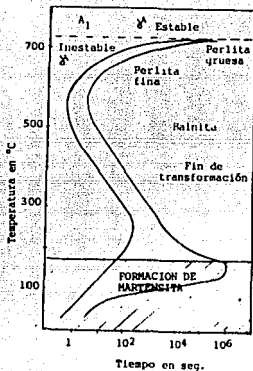


Figura 50

FIGURA 50
DIAGRAMA DE TRANSFORMACION ISOTERMICA
O DIAGRAMA TTT DE UN ACERO AL CARBONO
NO EUTECTOIDE.

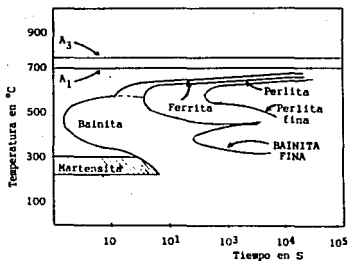


Figura 51

FIGURA 51
DIAGRAMA TTT DE UN ACERO ALEADO
1.67% Mn Y 1.1% V.

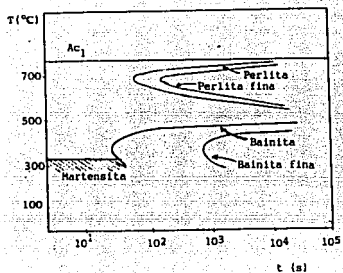


Figura 52

FIGURA 52
DIAGRAMA TTT DE UN ACERO AL CROMO.

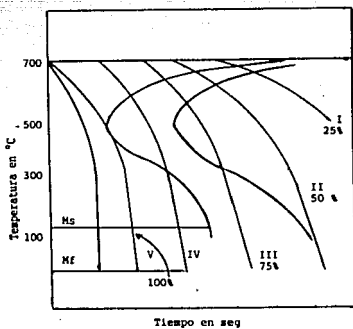
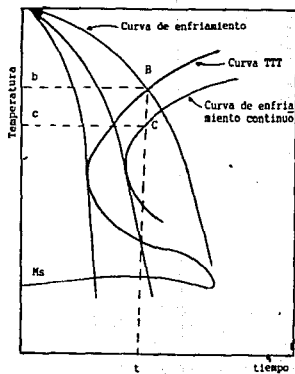


Figura 53

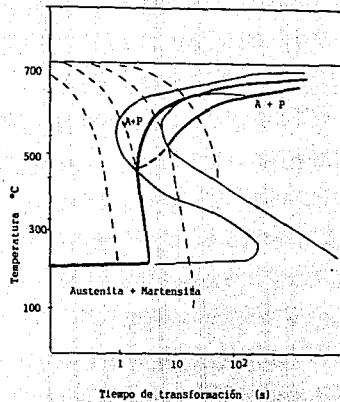
FIGURA 53
CURVAS DE ENFRIAMIENTO EN UN DIAGRAMA TTT (14).



a) Diferencia de curvas TTT y CCT

Figura 54

FIGURA 54
DIFERENCIA DE CURVAS DE ENFRÍAMIENTO, CURVAS TTT
y CCT (14)



b) Diagrama de curvas TTT y CCT

DIAGRAMA COMPUESTO POR CURVAS TTT y CCT SEGUN GRAFTS
(14).

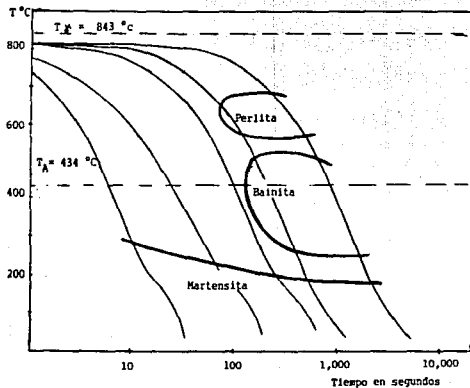


Figura 56

FIGURA 56

DIAGRAMA DE TRANSFORMACION CON ENFRIAMIENTO CONTINUO PARA PROBETAS CON DIAMETRO DE 135 mm DE UN ADI ALEADO AL Ni-Mo (9).

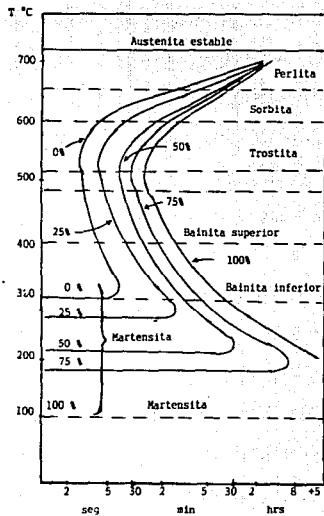


FIGURA 55

DIAGRAMA TTT CON PRODUCTOS DE TRANSFORMACION DURANTE SU ENFRIAMIENTO PARA UN ACERO CON 0.80% C y 0.76% Mn (14).

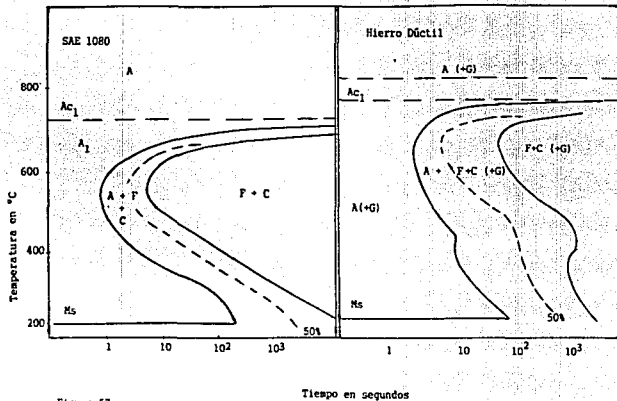


Figura 57

FIGURA 57

COMPARACION ENTRE LAS REACCIONES DE TRANSFORMACION DE UN HIERRO DUCTIL Y UN ACERO SAE 1080 (2).

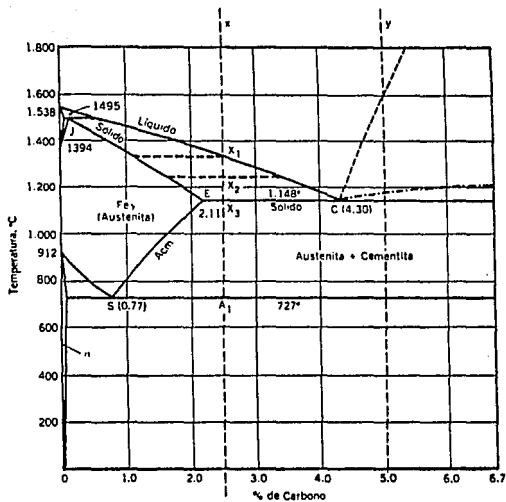


FIGURA 59

DIAGRAMA DE EQUILIBRIO Fe-C (13).

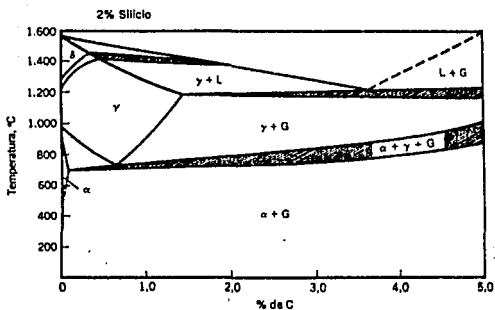


FIGURA 60
DIAGRAMA TERNARIO Fe-C-Si CON 2% DE Si. (13).

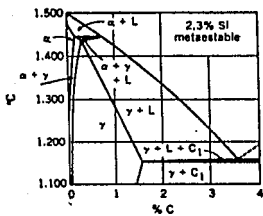


FIGURA 61
DIAGRAMA Fe-C-Si CON 2.3 DE SILICIO
(13)

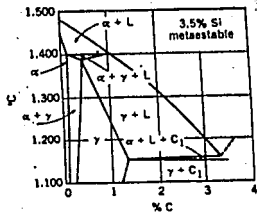


FIGURA 62
DIAGRAMA Fe-C-Si CON 3.5% DE SILICIO
(13).

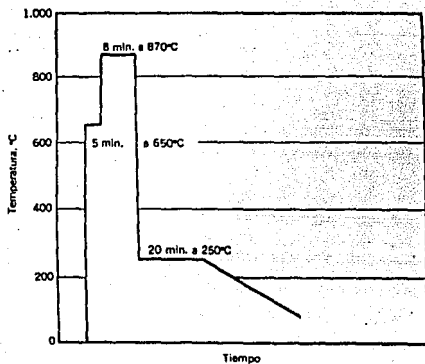


FIGURA 63
 REPRESENTACION GRAFICA DE UN CICLO
 DE AUSTEMPLE PARA HIERROS (13).

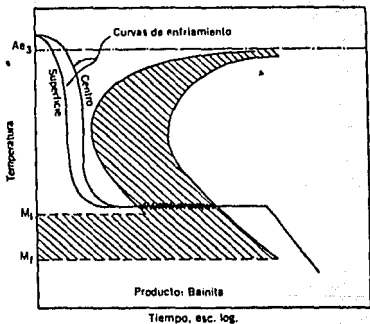


FIGURA 64
 DIAGRAMA DE TRANSFORMACION ISOTERMICA O
 AUSTEMPLE PARA HIERROS (13).

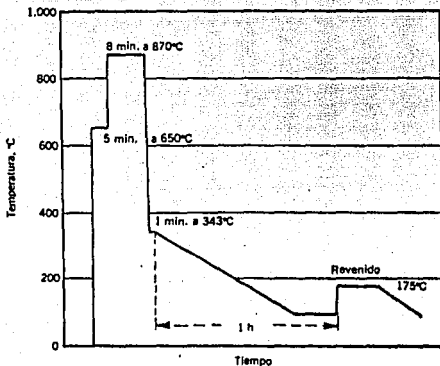


FIGURA 65
 REPRESENTACION GRAFICA DE UN CICLO
 DE MARTEMPL PARA HIERROS (13).

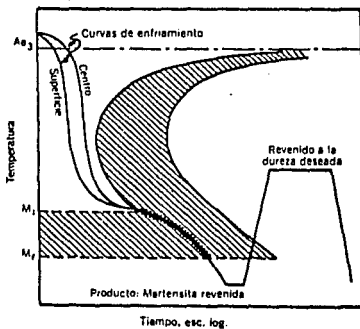


FIGURA 66
 DIAGRAMA DE TRANSFORMACION ISOTERMICO
 O MARTEMPL PARA HIERROS (13).

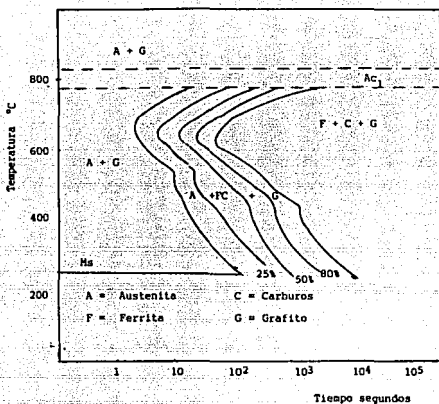


Figura 67

FIGURA 67

DIAGRAMA DE TRANSFORMACION ISOTERMICA PARA UN HIERRO DUCTIL QUE CONTIENE 3.3% C y 2.52% Si (15).



FIGURA 68

CARACTERISTICAS DE NODULARIDAD EN LOS
HIERROS EXPERIMENTADOS 90% DE NODULI-
DAD, 100 ESFEROIDES POR mm^2 DE FORMA
REGULAR (MUESTRA SIN ATAQUE).

AUMENTO 275 X



FIGURA 69

PROPORCION DE MICROCONSTITUYENTES EN
LA MATRIZ 10% DE FERRITA Y 90% DE -
PERLITA APROX.
(MUESTRA CON ATAQUE); Nital 2%.

AUMENTOS 275 X



Figura 70.- Microestructura sin tratamiento constituido por perlita en 95% aprox. formando alrededor del nódulo la estructura clásica ojo de buey.



Figura 71.- Microestructura sin tratamiento con perlita, austenita retenida y pobre en ferrita.



Figura 72.- Microestructura integrada por perlita fina - casi en la totalidad de la matriz así como ferrita alrededor de los nódulos de grafito.



Figura 73.- Microestructura con tratamiento térmico donde predomina la bainita superior y suficiente austenita residual.

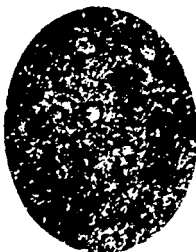


Figura 74.- Microestructura formada por perlita fina y austenita retenida en una distribución uniforme en toda la muestra.



Figura 75.- Presencia de diferentes constituyentes en la microestructura predominante la perlita, en menor proporción bainita y austenita retenida.

ATAQUE NITAL 2%

AUMENTOS: 275 X

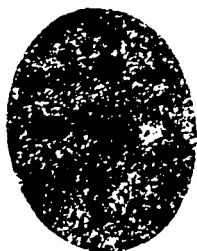


Figura 76.- microestructura combinada de perlita fina y bainita superior en mayor proporción, y escasa austenita retenida.



Figura 77 Definición precisa de una microestructura de bainita acicular bien orientada y limitada por los bordes de grano.

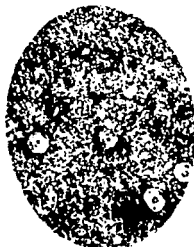


Figura 78.- Mezcla de estructuras de perlita fina y ferrita con una distribución bien definida por cada constituyente.

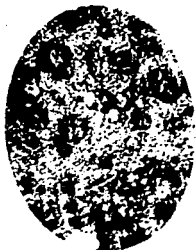


Figura 79.- Esta microestructura define la mezcla de bainita acicular con trazas de austenita retenida distribuidas al azar.



Figura 80.- No están bien definidos los componentes de esta microestructura.



Figura 81.- No se define con claridad los componentes.

ATAQUE NITAL 2%

AUMENTOS: 275 X



Figura 82.- Esta microestructura tampoco está bien definida.

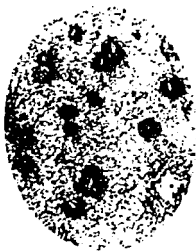


Figura 83.- Microestructura compuesta por perlita fina y bainita en cantidades pequeñas.



Figura 84.- No está bien definida esta microestructura.

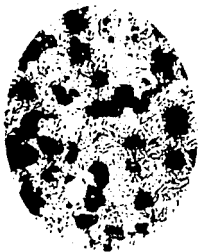


Figura 85.- Microestructura ---- ejemplar de bainita acicular fina en toda la muestra y orientación no definida.

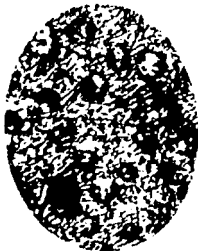


Figura 86.- Microestructura compuesta fina y gruesa en su mayoría, no tiene un ---- orden de distribución y crecimiento.



Figura 87.- Microestructura que define la formación de bainita gruesa orientada y limitada por los bordes de grano.

ATAQUE NITAL 2%

AUMENTOS: 275 X



Figura 88.- Esta microestructura refleja la formación de bainita - mixta y fracciones de martensita - y austenita retenida.

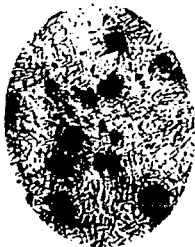


Figura 89.- Los microconstituyentes predominantes son la bainita - acicular y martensita en pequeñas cantidades.

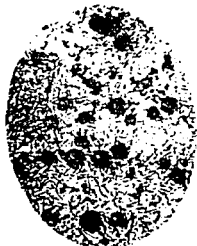


Figura 90.- Esta microestructura cumple con las características -- ideales de un tratamiento de austemple porque el tamaño de la bainita distribución y forma son las características fundamentales.

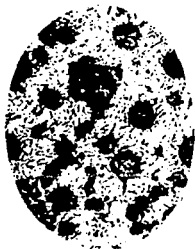


Figura 91.- Microestructura bien definida en su transformación con bainita en su mayoría y restos -- de austenita retenida.

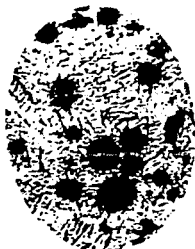


Figura 92.- Combinación de microconstituyentes de bainita en mayor cantidad y mínimas cantidades de martensita con austenita retenida.

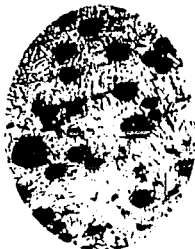


Figura 93.- Al igual que la microestructura anterior demuestra formación de bainita acicular -- con distribución desorientada y trazas de austenita retenida.

ATAQUE NITAL 2%

AUMENTOS: 275 X

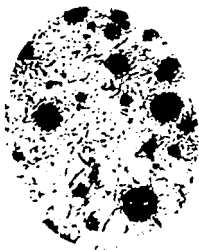


Figura 94.- Esta microestructura también considera a la bainita como el componente más importante en la muestra.



Figura 95.- Al igual que la figura anterior el principal componente de la microestructura es la bainita con características mecánicas excelentes.



Figura 96.- La transformación en este material fue total resultando una bainita gruesa -- con propiedades mecánicas excelentes y características ejemplares.



Figura 97.- La microestructura está compuesta por una mezcla de componentes en la que predomina la martensita fina con austenita retenida.



Figura 98.- Microestructura compuesta por martensita acicular en su totalidad, esta muestra también puede clasificarse como ejemplar.



Figura 99.- Esta microestructura está compuesta por martensita fina y austenita retenida.

ATAQUE NITAL 2%

AUMENTOS: 275 X

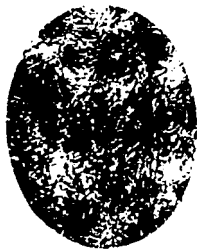


Figura 100.- Microestructura compuesta por martensita con porciones aisladas de austenita retenida.



Figura 101.- Microestructura compuesta en su totalidad por martensita acicular bien definida esta muestra, puede ser prototipo de la martensita.



Figura 102.- Esta microestructura está compuesta por martensita acicular y austenita retenida en cantidad considerable.



Figura 103.- Esta microestructura muestra una martensita de forma acicular de tamaño no uniforme y distribución no uniforme.

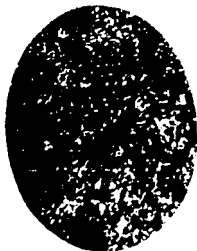


Figura 104.- Las características de esta microestructura de martensita revenida con austenita retenida escasa.



Figura 105.- La microestructura involucra en su mayoría martensita de forma acicular atrapada entre ella austenita retenida.

ATAQUE NITAL 2%

AUMENTOS : 275 X



Figura 106.- En esta microestructura no puede apreciarse con claridad sin embargo por la apariencia se trata de martensita.



Figura 107.- La microestructura también contempla una martensita de forma acicular en su totalidad.

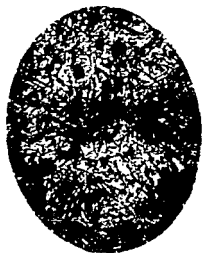


Figura 108.- Esta microestructura también es ejemplar porque presentan con claridad la estructura martensita acicular -- bien definida.

ATAQUE NITAL 2%

AUMENTOS: 275 X

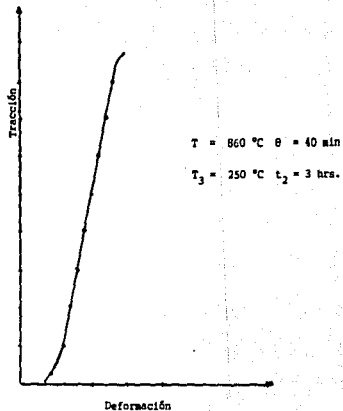


FIGURA 109

CURVA DE TENSION. DEFORMACION TIPICA DE LAS PROBETAS EXPERIMENTADAS EN LAS CONDICIONES - INSCRITAS.

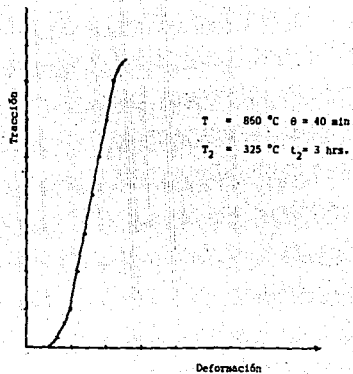


FIGURA 110

CURVA DE TENSION-DEFORMACION TIPICA DE LAS PROBETAS EXPERIMENTADAS EN LAS CONDICIONES INSCRITAS.

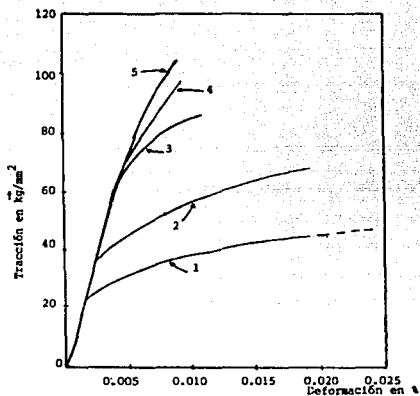


Figura 111.- Curvas de tensão - deformación para hierros fundidos nodulares en diferentes condiciones de tratamiento térmico (13).

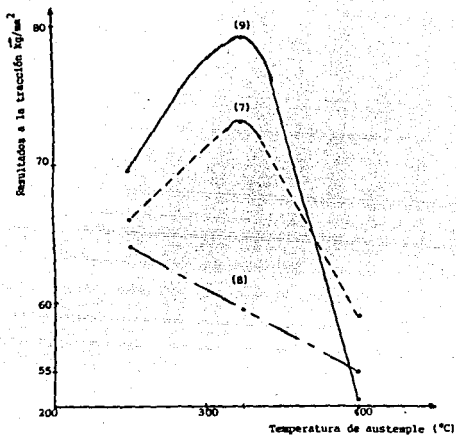


Figura 112.- Resultados de la prueba de tracción para las diferentes composiciones de hierros tratados.

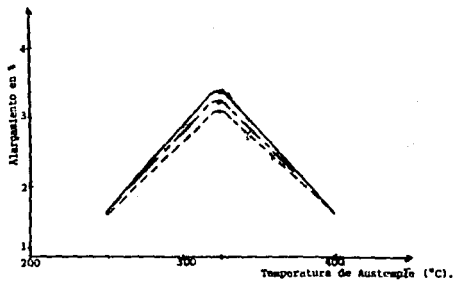


Figura 113.- Características de alargamiento para los diferentes hierros tratados.

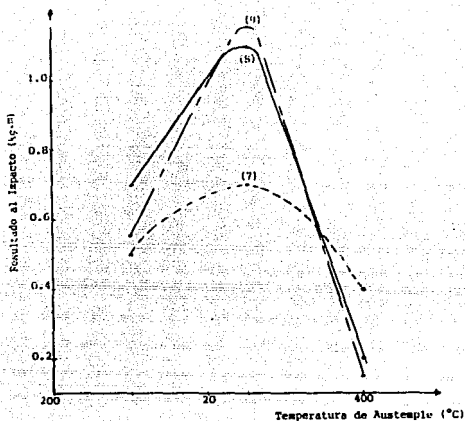


Figura 114.- Resultados de la prueba de impacto de las diferentes composiciones a las temperaturas correspondientes.

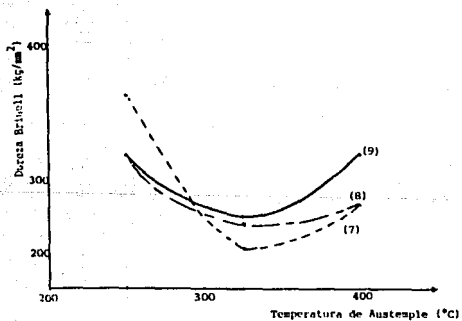


Figura 115.- Comportamiento de los hierros experimentados en la prueba de Duroza.

Tabla 1.- Composición y propiedades mecánicas de las fundiciones nodulares típicas (13).

Especificación	Clase	Composición					Naturaleza	Propiedades mecánicas									
		C _t	Si	Mn	P	S		Dureza brinell	Resist. tracción	Límite fluencia kgf/mm ²	Alargamiento en 50 mm (%)						
ASTM A 395 ASME SA 395	60-40-18	3.0 mín.	2.50 máx.		0.08 máx.		Ferrítica, re- cocida	143-187	42.0	28.0	18						
ASTM A 476 SAE AMS 5316	80-60-03	3.0 mín.	3.0 máx.		0.05 máx.	0.05 máx.	Fundida	201 mín.	56.0	42.0	3						
ASTM A 536	60-40-18	Composición química especificada mediante acuerdo mutuo entre productor y consumidor					Ferrítica, pue- de ser recocida		42.0	28.0	18						
	65-45-12						Principalmente ferrítica		45.5	31.5	12						
	80-55-06						Ferrítica-per- lítica		56.0	38.5	6						
	100-70-03						Principalmente ferrítica		70.0	49.0	3						
	120-90-02						Martensítica - templada en -- aceite y reve- nida		84.0	63.0	2						
SAE J 434	D 4018	3.20-4.10	1.80-3.00	0.10-1.00	0.015-0.10	0.005-0.035	Ferrítica		170 máx	42.0	18						
	D 4512						Ferrítica-per- lítica					156-217	45.5	12			
	D 5506						Perlítica								241-302	49.0	3
	D 7003						Martensítica										
DQ & T																	

Nota.- Los números indicativos de las clases según especificación ASTM se refieren a los valores del límite de resistencia a la tracción (en miles de libras por pulgada cuadrada).

Tabla 2.- Aplicaciones generales y usos típicos de hierro nodular.(13).

Especificación	Clase	Usos generales	Aplicaciones típicas
ASTM A 395	60-40-18	Componentes para presión para uso a altas temperaturas	Válvulas y dispositivos para equipos de vapor y de la industria química
ASTM A 476	80-60-03	Equipo de fábricas de papel hasta temperaturas de 230 °C	Cilindros de secado de fábricas de papel
ASTM A 536	60-40-18	Partes para resistencia al choque: servicios para bajas temperaturas.	Válvulas y cuerpos de bombas de presión. Componentes de máquinas sujetos a cargas de choque y fatiga Cigüeñales, engranes y rodamientos. Engranes y componentes de máquinas para soportar elevados esfuerzos. Piñones, engranes, rodamientos, etc.
	65-45-12	Servicios generales	
	80-55-06	Servicios generales	
	100-70-03	Mejor combinación de resistencia mecánica y al desgaste y al temple superficial.	
	120-90-02	Más elevada resistencia mecánica y al desgaste.	
SAE J 434	D 4018	Componentes mecánicos bajo cargas moderadas, exigiendo buena ductilidad y maquinabilidad	Articulaciones de dirección.
	D 4512	Componentes sujetos a tensiones elevadas, exigiendo buena tenacidad.	Calibres de frenos de disco. Cigüeñales.
	D 5506		
	D 7003	Componentes sujetos a tensiones elevadas, exigiendo muy buena resistencia al desgaste y reacción al endurecimiento parcial	Engranes.
	DG 6 T	Componentes sujetos a tensiones elevadas, exigiendo uniformidad de microestructura y control riguroso de propiedades	Brazos de balancín

Tabla 3.- Propiedades mecánicas y microestructura típica de un hierro dúctil austempleado-acicular. Figura 13 (8).

Resistencia a la tensión en MPa	621 - 931
Límite de fluencia en MPa	448 - 621
Alargamiento en %	5 máx.
Dureza Brinell	250 - 350

Tabla 4.- Comparación en las propiedades mecánicas del ADI con otros --- hierros colados y aceros colados y forjados (1).

	Hierro				Acero	
	Austempleado	Gris	Maleable	Dúctil	Colado	Forjado
Especificación ASTM		A48	A602	A536	A27	A290,AD
Resistencia a la tracción (10 ³ psi)	125-200	20-60	50-105	60-100	60-70	80-170
Límite de fluencia (10 ³ psi)	85-140	32-85	32-85	40-70	30-40	45-145
Alargamiento (%)	10-2	1	10-1	18-3	24-22	22-10

Tabla 5.- Especificaciones para 4 grados de ADI (1).

Grado ADI	Resistencia a la tracción - min en MPa	Límite de fluencia mín. en MPa	Alargamiento en %	Dureza Brinell	Resistencia al impacto min en (KJ-m)
1	860	585	10	269 - 331	11.0
2	1035	690	7	302 - 363	9.0
3	1200	830	4	341 - 401	6.2
4	1280	965	2	375 - 461	4.2

Tabla 6.- Efecto del silicio en la resistencia a la fractura del ADI (4).

Silicio en %	Resistencia a la tracción en N/mm ²	S μ m	k MN/mm ²
2.6	950 - 1000	38.6	83.8
3.0	950 - 1000	50.2	95.7

Tabla 8.- Medios de temple y sus aplicaciones (14).

Medio	Aplicaciones
Agua	Aceros al carbono de más de 10 mm espesor o diámetro Aceros de poca aleación de más de 25 mm de espesor - o diámetro.
Aceite	Aceros al carbono de 5 a 10 mm de espesor o diámetro Aceros aleados.
Plomo	Huelles, cuerda de piano, herramientas, aceros espe- ciales
Salas L ₁ , L ₂ L ₃	Para el enfriamiento de los temples martensíticos y austeníticos, etc.
Salas I Salas H	Temple de herramientas de 700°, 950° Temple de acero de 1 000°, 1 300°

Tabla 7.- Baños de sales más utilizados (14).

Designación	Porcentaje en peso										Temperatura de fusión	Zona de temperaturas de uso recomendable °C	
	Na Cl cloruro sódico	KCl cloruro potásico	Ba Cl ₂ cloruro bario	Na NO ₂ nitrato sódico	Na NO ₂ nitrato sódico	KNO ₃ nitrato potásico	Ca Cl ₂ cloruro cálcico	Na CN cianuro sódico	Na ₂ CO ₃ carbonato sódico	KCN cianuro potásico			
L-1	-	-	-	-	40-50	50-60	-	-	-	-	140	160	650
L-2	-	-	-	40-50	-	50-60	-	-	-	-	220	260	630
L-3	-	-	-	96 mín.	-	-	-	-	-	-	370	400	650
L-4	30-40	-	-	-	-	-	-	25-40	30-50	-	549	620	815
L-5	15-25	-	25.35	-	-	-	45-55	-	-	-	480	510	760
I-1	45-55	45-55	-	-	-	-	-	-	-	-	675	735	898
I-2	15-25	20-30	50-60	-	-	-	-	-	-	-	595	675	925
I-3	20-30	-	70-80	-	-	-	-	-	-	-	705	760	925
I-4	10-20	-	80-90	-	-	-	-	-	-	-	760	815	1,095
H-1	-	-	90 mín.	-	-	-	-	-	-	-	980	1,035	1,340
H-2	4.8	-	96.96	-	-	-	-	-	-	-	870	955	1,260
C-1	5 máx.	-	-	-	-	-	-	96 mín.	4 máx.	-	620	785	955
C-2	-	-	-	-	-	-	-	-	4 máx.	96 mín.	620	785	955
C-3	-	5-10	40-50	-	-	-	-	35-40	-	-	620	840	955

Tabla 9.- Principales agentes nodulizantes a base de Ni, Mg-Fe-Si y Mg puro.

15 %	Mg - 82 % Ni
15 %	Mg - 30 % Si - 50 % Ni
8 %	Mg - 46 % Si - 42 % Fe
5 %	Mg - 45 % Si - 50 % Fe
12 %	Mg - 40 % Si - 18 % Cu - 30 % Fe
100 %	Mg en forma de briquetas, lingotes o alambres

Tabla 10.- Composición química de las muestras involucradas.

No. co- lada	C _t	Mn	Si	P	S	Cu	Mg
7	3.46	0.162	2.93	0.04	0.05	0.22	0.063
8	3.67	0.172	2.61	0.04	0.05	0.79	0.00
9	3.63	0.199	2.98	0.04	0.05	1.21	0.00

Tabla 11

RESULTADOS DE PRUEBAS TRACCION.

Número de pruebas realizadas	Condiciones del tratamiento térmico	Número de colada	Kg/cm ²	% Reducción de área	Pruebas de tracción Por número de colada			
					7	8	9	
Prueba inicial de referencia	Probeta sin tratamiento	7	51.82	1.6	51.8	52.3	52.19	
		8	52.38	1.6				
		9	52.19	1.6				
I	T = 880 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₁ = 2 hrs.	7	44.40	-	49.4	69.4	64.0	
		8	69.45	-				
		9	64.08	-				
II	T = 860 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₁ = 2 hrs.	7	66.91	-	69.9	54.7	52.6	
		8	54.77	1.6				
		9	52.62	1.6				
III	T = 880 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₂ = 3 hrs.	7	57.07	1.6	57.0	33.4	60.3	
		8	33.46	-				
		9	60.38	1.6				
IV	T = 860 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₂ = 3 hrs.	7	59.06	-	59.0	39.8	46.9	
		8	39.83	1.6				
		9	46.92	-				
V	T = 880 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₁ = 2 hrs.	7	51.82	-	51.8	53.3	49.6	
		8	53.31	-				
		9	49.61	3.2				
VI	T = 860 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₁ = 2 hrs.	7	57.07	-	57.0	42.8	79.2	
		8	42.80	1.6				
		9	79.23	3.1				
VII	T = 880 °C θ=40 min T ₂ = 325 °C t ₂ = 3 hrs.	7	68.33	3.1	68.3	59.6	43.4	
		8	59.61	3.2				
		9	43.45	3.3				
VIII	T = 860 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C T ₂ = 3 hrs.	7	72.75	3.1	72.7	58.4	61.5	
		8	58.41	1.6				
		9	61.58	3.2				
IX	T = 880 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₁ = 2 hrs.	7	77.63	-	77.6	64.7	68.4	
		8	64.72	1.6				
		9	68.47	1.6				
X	T = 860 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₁ = 2 hrs.	7	84.37	-	84.3	68.1	69.4	
		8	68.15	1.6				
		9	69.47	-				
XI	T = 880 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₂ = 3 hrs.	7	87.53	-	87.5	63.7	59.1	
		8	63.75	1.6				
		9	59.13	-				
XII	T = 860 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₂ = 3 hrs	7	66.23	-	66.2	60.0	65.0	
		8	60.00	1.6				
		9	65.05	-				
Valores promedio del ensayo de tracción de cada colada a tempera					400	58.0	49.3	55.9
tura de Austemple 400, 325 y 250 °C respectivamente.					325	62.5	57.0	58.4
En la tabla 14 se define: T, t, t ₂ , θ, T ₁ , T ₂ y T ₃ .					250	78.4	64.1	65.4

Tabla 12.-

RESULTADOS DE PRUEBA DE IMPACTO.

Número de pruebas relatadas	Condiciones del tratamiento térmico	Número de colada	→ Kg·m	Prueba de impacto Por número de colada (Kg·m)		
				7	8	9
Prueba inicial de referencia	Probetas sin tratamiento	7 8 9	0.30 0.20 0.10	0.30	0.20	0.10
I	T = 880 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₁ = 2 hrs.	7 8 9	0.20 0.20 0.20	0.20	0.20	0.20
II	T = 860 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₁ = 2 hrs.	7 8 9	0.40 0.20 0.20	0.40	0.20	0.20
III	T = 880 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₂ = 3 hrs	7 8 9	0.20 0.30 0.20	0.20	0.30	0.20
IV	T = 860 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₂ = 3 hrs	7 8 9	0.20 0.15 0.20	0.20	0.15	0.20
V	T = 880 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₁ = 2 hors	7 8 9	0.40 0.80 0.45	0.40	0.80	0.45
VI	T = 860 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₁ = 2 hrs	7 8 9	0.70 0.75 0.60	0.70	0.80	0.60
VII	T = 880 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₂ = 3 hrs	7 8 9	0.40 0.55 0.60	0.40	0.55	0.60
VIII	T = 860 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₂ = 3 hrs	7 8 9	0.55 1.15 1.10	0.55	1.15	1.10
IX	T = 880 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₁ = 2 hrs	7 8 9	0.50 0.40 0.45	0.50	0.40	0.45
X	T = 860 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₁ = 2 hrs	7 8 9	0.50 0.65 0.90	0.50	0.65	0.90
XI	T = 880 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₂ = 3 hrs	7 8 9	0.50 0.80 0.60	0.50	0.80	0.60
XII	T = 860 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₂ = 3 hrs	7 8 9	0.50 0.55 0.70	0.50	0.55	0.70
Valores promedio de la prueba de impacto a Temperatura de Austemple de 325 °C en la tabla 14 se define T, t ₁ , t ₂ , θ, T ₁ , T ₂ , T ₃ .				0.55	0.81	0.68

Tabla 13.- RESULTADOS DE PRUEBA DE DUREZA.

Número de pruebas realizadas	Condiciones del tratamiento térmico	Número de colada	Dureza Brinell (kg/mm ²)	Dureza Rockwell	Prueba de dureza Por número de colada (kg/mm ²)		
					7	8	9
Prueba inicial de referencia	Probetas sin tratamiento	7 8 9	228 262 255	21 26 25	228	262	255
I	T = 880 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₁ = 2 hrs.	7 8 9	286 311 321	29 32 34	286	311	321
II	T = 860 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₁ = 2 hrs.	7 8 9	269 286 321	27 29 34	269	286	321
III	T = 880 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₂ = 3 hrs.	7 8 9	311 321 340	32 34 36	311	321	340
IV	T = 860 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₂ = 3 hrs.	7 8 9	321 311 340	34 32 36	321	311	340
V	T = 880 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₁ = 2 hrs.	7 8 9	255 255 277	25 25 28	255	255	277
VI	T = 860 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₁ = 2 hrs.	7 8 9	302 269 255	31 27 25	302	269	255
VII	T = 880 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₂ = 3 hrs.	7 8 9	269 255 255	27 25 25	269	255	255
VIII	T = 860 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₂ = 3 hrs.	7 8 9	269 286 255	27 29 25	269	286	255
IX	T = 880 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₁ = 2 hrs.	7 8 9	364 321 321	38 34 34	364	321	321
X	T = 860 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₁ = 2 hrs.	7 8 9	321 321 321	34 34 34	321	321	321
XI	T = 880 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₂ = 3 hrs.	7 8 9	- - -	- - -	-	-	-
XII	T = 860 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₂ = 3 hrs.	7 8 9	364 364 364	38 38 38	364	364	364
Valores promedio de Dureza a temperatura de Austemple a 325 °C					264	266	260

En la tabla 14 se define T, t₁, t₂, θ, T₁, T₂ y T₃.

Tabla 14.- RESULTADOS DE PRUEBAS MECANICAS.

Número de pruebas realizadas	Condiciones del tratamiento térmico	Número de colada	Prueba de tracción (Kg/mm ²) % RA		Prueba de impacto (Kg-m)	Prueba de dureza Brinell
Prueba inicial de referencia	Probetas sin tratamiento	7	51.82	1.6	0.30	228
		8	52.38	1.6	0.20	262
		9	52.19	1.6	0.10	255
I	T = 880 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₁ = 2 hrs.	7	49.40	-	0.20	286
		8	49.45	-	0.20	311
		9	64.08	-	0.20	321
II	T = 860 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₁ = 2 hrs.	7	66.91	-	0.40	269
		8	54.77	1.6	0.20	286
		9	52.62	1.6	0.20	321
III	T = 880 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₂ = 3 hrs.	7	57.07	1.6	0.20	311
		8	33.46	-	0.30	321
		9	60.38	1.6	0.20	340
IV	T = 860 °C θ = 40 min T ₁ = 400 °C t ₂ = 3 hrs.	7	59.06	-	0.20	321
		8	39.83	1.6	0.15	311
		9	46.92	-	0.20	340
V	T = 880 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₁ = 2 hrs.	7	51.82	-	0.40	255
		8	53.31	-	0.80	255
		9	49.61	3.2	0.45	277
VI	T = 860 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₁ = 2 hrs.	7	57.07	-	0.70	302
		8	42.80	1.6	0.75	269
		9	79.23	3.1	0.60	255
VII	T = 880 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₂ = 3 hrs.	7	68.33	3.1	0.40	269
		8	59.61	3.2	0.55	255
		9	43.45	3.3	0.60	255
VIII	T = 860 °C θ = 40 min T ₂ = 325 °C t ₂ = 3 hrs.	7	72.75	3.1	0.55	269
		8	58.41	1.6	1.15	286
		9	61.58	3.2	1.10	255
IX	T = 880 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₁ = 2 hrs.	7	77.63	-	0.50	364
		8	64.72	1.6	0.40	321
		9	68.47	1.6	0.45	321
X	T = 860 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₁ = 2 hrs.	7	84.37	-	0.50	321
		8	68.15	1.6	0.65	321
		9	69.47	-	0.90	321
XI	T = 880 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₂ = 3 hrs.	7	87.53	-	0.50	-
		8	63.75	1.6	0.80	-
		9	59.13	-	0.60	-
XII	T = 860 °C θ = 40 min T ₃ = 250 °C t ₂ = 3 hrs.	7	66.23	-	0.50	364
		8	60.0	1.6	0.55	364
		9	65.08	-	0.70	364

T = Temperatura de Austenización en °C.

T₁, T₂ y T₃ = Temperaturas de Austempe en °C.

θ = Tiempo de Austenización en minutos.

t₁ y t₂ = Tiempos de permanencia del Austempe en horas.

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

- 1) R.D. Forrest.
Austempered ductile Iron (ADI) - Properties, applications and future potential pag. 337 - 345.
- 2) Richard B. Gundlach and Jay F. Janowak.
Austempered ductile Iron combines strength with toughness and ductility.
Metal Progress 1985 pag. 12-26.
- 3) J.M. Schissler and J. Saverna.
The effect of segregation on the formation of austempered ductile -- Iron.
Journal heat treating Vol. 4 No.2 Dec. 1985 pag. 167-176.
- 4) P.A. Blackmore and R.A. Harding.
The effects of metallurgical variables on the properties of austempered ductile Irons.
Journal heat treating Vol. 3 No. 4 Dec. 1984, pag. 310-325.
- 5) K.B. Rundman, D.J. Moore, K.L. Hayrynen, W.J. Dubensky and T.M. --- Rouns.
The Microstructure and Mechanical properties of austempered ductile Iron.
Journal heat treating Vol. 5 No. 2 1988 pag. 79-95.

- 6) R.C. Voigt and C.R. Loper Jr.
Austempered ductile Iron - Process, control and quality assurance.
Journal heat treating Vol. 3 No. 4 Dec. 1984 pag. 291-309.
- 7) B.V. Kovacs.
Development of austempered ductile iron (ADI) for automobile -----
crankshafts.
Journal heat treating Vol. 5 No. 1 1987, pag. 55-70.
- 8) J.F. Janowak and R.B. Gundlach.
Approaching austempered ductile iron properties by controlled cooling
in the foundry.
Journal heat treating Vol. 4 No. 1 Jun, 1985 Pag. 25-31.
- 9) J.F. Janowak a guide to mechanical properties possible by austempe--
ring 1.5 %N, 0.3% Mo ductile iron.
A.F.S. Transactions 1984, pag. 489-498.
- 10) D.J. Moore, T.N. Rouns and K.B. Rund man.
The effect of heat treatment, mechanical deformation and alloying --
element, additions on the rate of bainite formation in austempered-
ductile irons.
Journal heat treating Vol. 4 No. 1 Jun 1985 pag. 7-24.

- 11) V.K. Sharma.
Roller contact fatigue study of austempered ductile iron.
Journal heat treating Vol. 3 No. 4 Dec. 1984 pag. 326-334.

- 12) Isolde Gräß.
Metallographic detection of deformation - induced martensite in -
austempered nodular cast iron
Pract. Metallographic 1988.

- 13) Instituto Latinoamericano del Fierro y el Acero.
Hierros y Aceros Fundidos.

- 14) Jose Ma. Lasheras y Esteban.
Tecnología del Acero.

- 15) C.H. Lorig y R.R. Adams.
Copper as an Alloying Element in Steel and Cast Iron.
Mc Graw - Hill Book Company inc.

- 16) Apraiz Barreiro
Fundiciones 1963.