

Austempering de la Fundición Nodular

Por: Horacio Sierra Restrepo*
César A. Chaves Roldán*

1. INTRODUCCION

Desde el descubrimiento de la fundición nodular, se han producido desarrollos dirigidos a mejorar sus propiedades, los cuales han posibilitado una mayor utilización de este material. Uno de estos desarrollos es el tratamiento isotérmico, denominado "Austempering" que ha sido estudiado por numerosos investigadores en U.S.A., Europa y Japón, con tan buenos resultados que algunos autores hablan de un nuevo material: la fundición nodular austemperada. (ADT)

Dependiendo de la temperatura de austenización utilizada y del tiempo de sostenimiento a dicha temperatura; de la temperatura de austempering y del tiempo de sostenimiento a esa temperatura, de la microestructura inicial y de la composición química de la fundición, se obtendrán diferentes microestructuras con diferentes propiedades mecánicas. Las propiedades mecánicas pueden oscilar entre 120000 PSI de σ_{tr} y 15% de elongación, hasta 200000 PSI y 4% de elongación.

Como en los otros tratamientos térmicos, el austempering de la fundición nodular comenzó a estudiarse a la luz del conocimiento existente sobre el mismo tratamiento en los aceros, pero al revés que para los casos anteriores, el conocimiento del tratamiento en los aceros, constituyó una barrera para desarrollar el tratamiento en las fundiciones debido a las transformaciones metalúrgicas que se dan en la fundición nodular, las cuales son bien diferentes de las presentadas en el acero. En esta parte del trabajo se estudiarán las transformaciones metalúrgicas en la fundición nodular austemperada, la influencia de diferentes parámetros en el tratamiento y el efecto de algunos elementos de aleación sobre las propiedades mecánicas de la fundición nodular austemperada. Es de resaltar que el trabajo presentado es un trabajo bibliográfico, que recopila el conocimiento actual sobre el tema. Dentro del

proyecto se contempla el trabajo experimental (en desarrollo), tendiente a dilucidar el efecto del cobre en el austempering de la fundición nodular.

2. METALURGIA DE LA FUNDICION NODULAR AUSTEMPERADA

2.1 Ciclo Térmico.

El austempering es un tratamiento isotérmico que se define en igual forma para los aceros, que para la fundición nodular. Consiste en calentar la pieza a temperaturas de austenización completa (900 - 925°C, es un rango bastante utilizado en el austempering de la fundición nodular), (Referencias 1, 6, 16), después enfriar rápidamente hasta temperatura baja, (superior a M_s e inferior a B_s), sostener un tiempo determinado de media hora a tres horas y finalmente dejar enfriar al aire hasta temperatura ambiente. En la Figura 1, se muestra un gráfico de tratamiento de austempering sobre un diagrama esquemático de enfriamiento continuo.

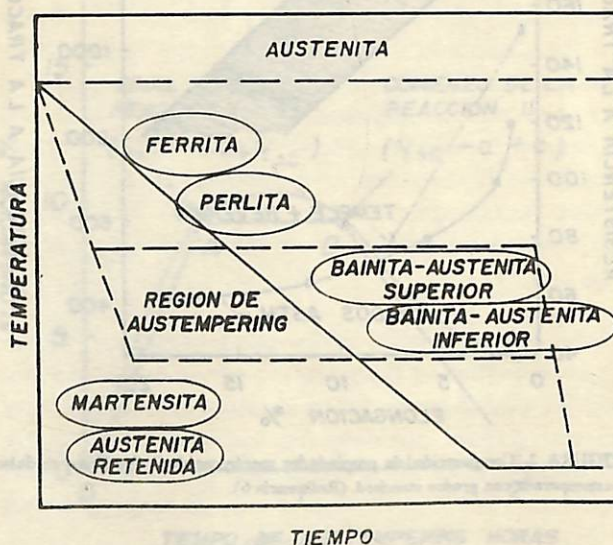


FIGURA 1. Diagrama esquemático de enfriamiento continuo en el que se muestra el tratamiento de austempering. (Ref. 5).

* Profesores Asociados de la Universidad Nacional de Colombia.

Mediante el austempering de la fundición nodular, se consigue una muy buena combinación de propiedades mecánicas, lo cual no se logra con ningún otro tipo de tratamiento térmico, ni con piezas en estado de colada con o sin elementos de aleación. Esto ha hecho que hoy se emplee la fundición nodular austemperada, ampliamente en la fabricación de piezas para automóviles como engranajes y cigüeñales, así como en otro tipo de partes mecánicas como ruedas de ferrocarril, (Referencia 6).

En la Figura 2, (Ref. 6), se comparan las propiedades mecánicas de la fundición nodular austemperada con las de los grados standard de la ASTM y con las de la fundición templada y revenida. Lo importante a anotar de la Figura 2 es cómo para iguales valores de ductilidad se consiguen valores bastante más altos (hasta del doble) de la resistencia a la tracción en fundición nodular austemperada. Loper y Voight (Ref. 16), basados en los trabajos de otros autores muestran cómo dependiendo del tipo particular de austempering utilizado, se consigue un rango de propiedades que van desde 800 MPa (aproximadamente 80 kg/mm²) y más de 15% de elongación, hasta 1400 MPa (140 kg/mm²) con elongación entre 2 y 3%. Igualmente se consigue con esta fundición buena respuesta al endurecimiento por trabajado en frío, alta resistencia a la fatiga por flexión y alta resistencia al desgaste. (Referencias 6, 8 y 16).

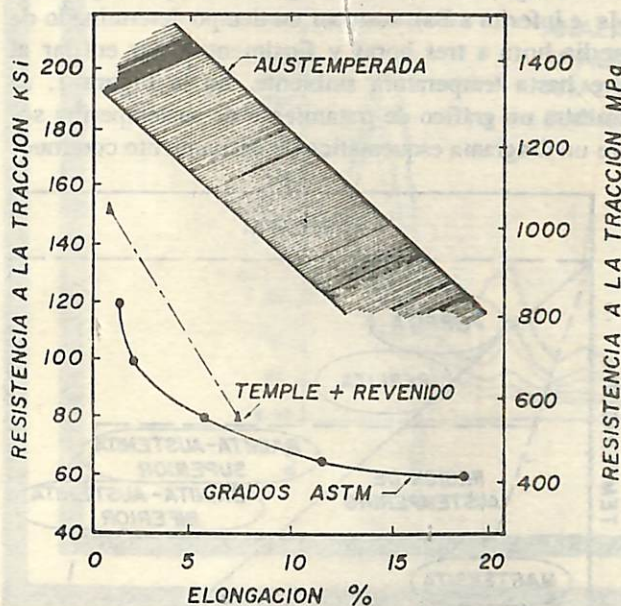


FIGURA 2. Comparación de propiedades mecánicas de la fundición nodular austemperada con grados standard. (Referencia 6).

La buena combinación de propiedades mecánicas que puede obtenerse con la fundición nodular austem-

perada, es factible al lograrse un único tipo de estructura metalográfica. Además para alcanzar resultados previstos de austempering, en lo que a propiedades se refiere, es necesario un conocimiento de las transformaciones estructurales que se dan en la fundición nodular cuando se lleva a cabo un tratamiento de austempering.

2.2 Reacciones durante el austempering de la fundición modular.

A pesar de que la forma de realizar el tratamiento en la fundición y en los aceros presenta mucha similitud, los cambios microestructurales acaecidos en una y otros son bastante diferentes. En lo que respecta a la temperatura de calentamiento, en ambos casos, debe ser tal que se logre la austenización completa de la matriz. El posterior enfriamiento rápido, desde la temperatura de austenización completa, hasta la temperatura de austempering, busca para ambos tipos de materiales alcanzar la temperatura de austempering con una matriz aún 100% austenítica, es decir, que durante el enfriamiento ningún punto de la pieza tratada pase por las zonas de transformación, eliminando de esta manera la existencia de ferrita en la estructura después de hecho el tratamiento. A partir de este punto, comenzarán a ocurrir los cambios microestructurales que llevarán la pieza a poseer las propiedades buscadas.

Y es a partir de este punto donde también comienzan las diferencias importantes entre el austempering de la fundición nodular y el de los aceros.

Cuando se realiza un buen tratamiento de austempering en los aceros, el resultado es la aparición de dos fases, ferrita y carburos, las cuales crecen y se desarrollan a expensas de la austenita. Si el sostenimiento se realiza a temperaturas superiores a la de comienzo de la transformación martensítica e inferiores a la de la aparición de la matriz bainítica, partiendo de una matriz completamente austenítica, la cual se sostiene el tiempo suficiente para llegar al final de la transformación, siempre aparecerán las dos fases de ferrita más carburos. La temperatura a la cual se realiza el tratamiento cambia la morfología, tamaño y distribución de las fases, pero no el tipo de ellas.

En las fundiciones ocurren fenómenos diferentes a los anteriormente señalados. Lo primero a anotar es que la presencia de las cantidades de silicio que posee la fundición, impiden inicialmente la precipitación de carburos, por lo menos para unas determinadas temperaturas (Referencias 6, 7 y 15). Cuando la temperatura de austempering es superior a 350°C, inicialmente se forman zonas en la austenita, empobrecidas en carbono, las cuales transforman la ferrita en forma de placas. Esta ferrita, dada su procedencia es deno-

minada por varios autores como ferrita bainítica (Referencias 6 y 15).

La austenita que circunda la ferrita así formada se enriquece en el carbón que expulsó la zona empobrecida. A medida que avanza el tiempo de sostenimiento, las zonas que no han transformado a ferrita continuarán enriqueciéndose en carbón. La austenita rica en carbón es muy estable y por lo tanto, no transforma fácilmente.

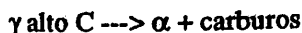
A la temperatura de austempering se tiene pues ferrita + austenita con el porcentaje de carbón que trae desde la temperatura de austenización + austenita enriquecida en carbono. En un momento determinado, sólo se obtiene ferrita + austenita enriquecida en carbón. Si antes de alcanzar este punto se enfriara la pieza sometida a tratamiento, la estructura final consistiría de ferrita bainítica + austenita de alto carbón estabilizada + martensita que provendría de la austenita no enriquecida. Si el enfriamiento se realizara en el momento de alcanzar el punto antes señalado, es decir, en el instante en que desaparece la austenita no enriquecida, entonces la estructura final obtenida después del tratamiento es de ferrita bainítica + austenita estable de alto carbono. Esta es la estructura buscada cuando se desea conseguir la mejor combinación de propiedades mecánicas, puesto que es la estructura que proporciona la mayor ductilidad y tenacidad.

Hasta este momento se dice que ha ocurrido la primera reacción de transformación que en forma de ecuación es:



Esta es conocida como reacción de tenacidad (Referencia 6).

En el tratamiento de austempering de la fundición nodular, ocurre una segunda transformación, también llamada reacción de fragilidad. La austenita rica en carbono no es estable indefinidamente y es así como al transcurrir un tiempo después de haberse alcanzado el enriquecimiento en carbón de toda la austenita que no ha transformado a ferrita bainítica, comienza a darse la transformación de la austenita enriquecida en ferrita + carburos. Esta estructura tiene un efecto nocivo sobre la ductilidad y la tenacidad, puesto que estas dos propiedades disminuyen a medida que aumenta la cantidad de austenita transformada a ferrita + carburos. Esta segunda reacción (de fragilidad) se expresa así:



En la figura 3, se esquematiza todo lo dicho hasta el momento.

En esta Figura se ha representado la variación del porcentaje de elongación (pudo haber sido la energía absorbida en el impacto), al variar el tiempo de austempering.

Se puede apreciar cómo la ductilidad va en aumento al transcurrir el tiempo de tratamiento, esto hasta el punto A. Durante este período de tiempo, desde cero hasta el correspondiente en A, se produce la primera reacción y el aumento de ductilidad se explica por el aumento de la cantidad de austenita estable, que existe a temperatura ambiente. Al llegar a A, se puede decir que la austenita existente está enriquecida en carbón. Después viene un período de tiempo (entre A y B), durante el cual no comienza la segunda reacción. A este período se le ha denominado la ventana del proceso ("A Process Window"), por autores como Janowak y Gundlach, y durante él se obtiene después del enfriamiento la estructura formada por ferrita bainítica y austenita estable. Este tiempo depende fundamentalmente de la composición química de la fundición, siendo relativamente corto y difícil de controlar en fundiciones no aleadas, pero pudiendo aumentar mediante la utilización de algunos elementos aleantes. A partir de B, comienza la segunda reacción, la de fragilidad, obteniéndose por lo tanto en la estructura final ferrita bainítica + austenita estable + ferrita + carburos.

Al incrementarse el tiempo de austempering, disminuye la ductilidad debido a que la cantidad de carburos + ferrita van en aumento.

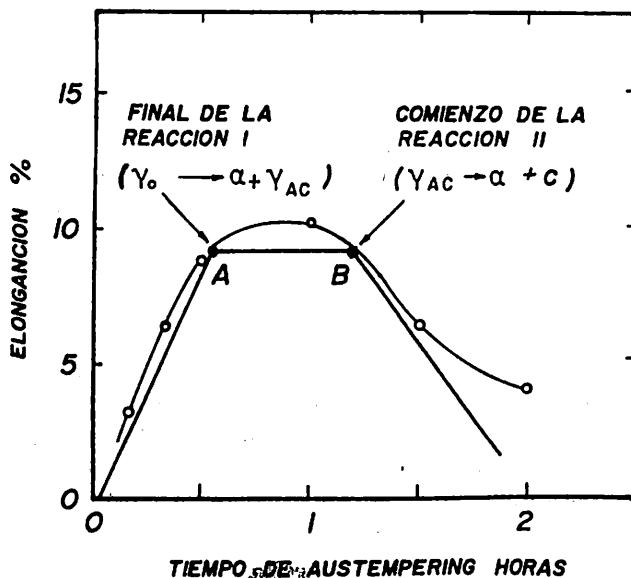


FIGURA 3. Esquema idealizado de la influencia de las dos reacciones bainíticas en la ductilidad, durante el austempering. (Referencia 7).

En la Figura 4, se puede observar la variación de la resistencia a la tracción, del límite elástico, de la ductilidad y de la energía de impacto, al variar el tiempo de austempering en una fundición nodular no aleada.

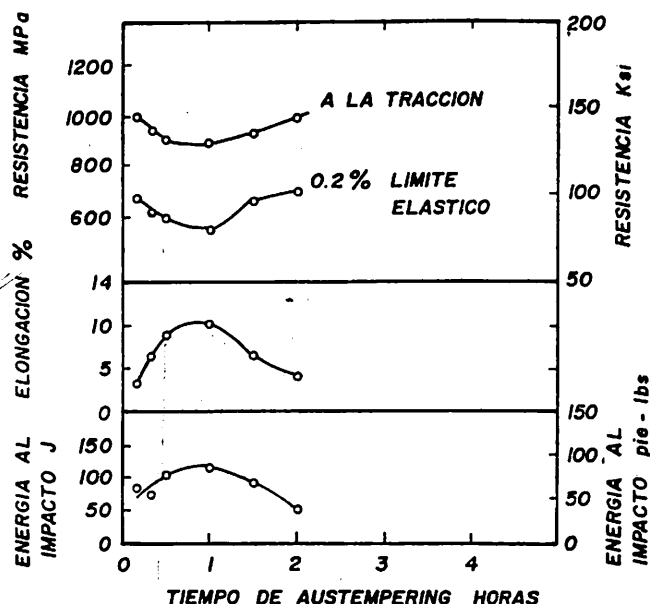


FIGURA 4. Influencia del tiempo de austempering a 375°C, en las propiedades mecánicas de fundición nodular no aleada. (Referencia 7).

Otro aspecto importante que debe considerarse en el estudio de las transformaciones metalúrgicas ocurridas durante el austempering de la fundición nodular es el relativo a la influencia de la temperatura de sostenimiento. Desde este punto de vista, quienes han escrito sobre el austempering de la fundición nodular hablan de dos tratamientos: austempering a alta temperatura y austempering a baja temperatura (Referencias 6 y 15). Esto se explica por las diferencias estructurales y de propiedades obtenidas en uno y otro caso. Además Voight y Loper hablan de establecer una nueva terminología llamando "fundición nodular austemperada" a la que se produce realizando el tratamiento a alta temperatura y "fundición nodular bainítica austemperada", cuando se obtiene con el tratamiento a baja temperatura. Para comprender la razón de esta diferenciación debe entenderse qué ocurre con el austempering a alta y baja temperatura.

En primer término no se puede establecer estrictamente, cuál es el límite exacto por encima y por debajo del cual se puede hablar de alta y baja temperatura respectivamente. Sin embargo, los autores encargados de desarrollar el tema coinciden en establecer este límite en 350°C, el cual sirve más de temperatura de referencia que en ser un límite exacto.

Veamos ahora las diferencias encontradas para los

dos niveles de temperatura de austempering. En primer lugar se afecta la cinética de transformación. A temperaturas altas, las agujas o laminillas de ferrita bainítica y de austenita estable son más gruesas, lo que conlleva disminución en la dureza y resistencia del material. Otro hecho importante es que la descripción hecha anteriormente de las transformaciones estructurales presentadas durante el austempering de la fundición nodular, son estrictamente válidas para el tratamiento realizado a alta temperatura, pues la segunda etapa, la de fragilización, si bien tiene lugar también a bajas temperaturas de austempering es muy retardada y además no presenta el mismo nivel de disminución de tenacidad que para las transformaciones a alta temperatura. En la Figura 5, se puede apreciar esto, al observarse cómo el aumento de la tenacidad hasta alcanzar un pico máximo y su subsecuente disminución al aumentar el tiempo de tratamiento, sólo se produce para el tratamiento a 400°C.

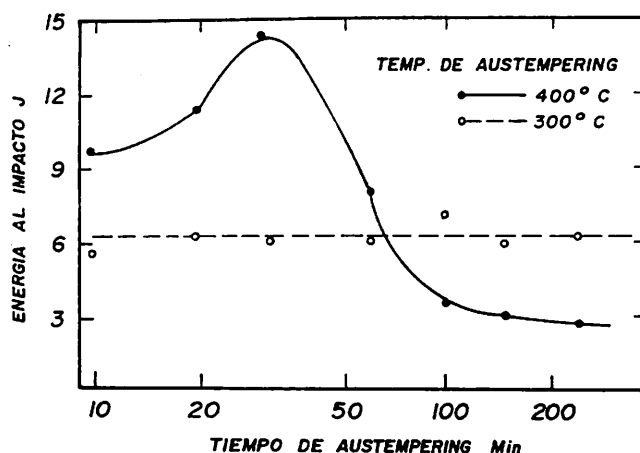


FIGURA 5. La tenacidad en función del tiempo de austempering para dos temperaturas diferentes.

Cuando la temperatura de sostenimiento es de 300°C, hasta los doscientos minutos de sostenimiento no se ha producido variación en la tenacidad, debido al retardo del inicio de la segunda reacción. El otro hecho que marca diferencias entre lo anteriormente descrito como transformaciones estructurales, durante el austempering, es que a bajas temperaturas parece que ya existen carburos precipitados en la primera ferrita existente, es decir, los carburos comienzan a precipitarse desde el inicio de la transformación y no desde la segunda etapa. La existencia de estos carburos ha sido reseñada por Voight y Loper en sus trabajos al citar a otros autores. Sin embargo, la demostración de su existencia es relativamente compleja aun con la utilización de los grandes aumentos que se consiguen con el microscopio electrónico. Finalmente se ilustra en la

Figura 6, el avance de la transformación con el tiempo, tanto para austempering a baja temperatura como para austempering a alta temperatura.

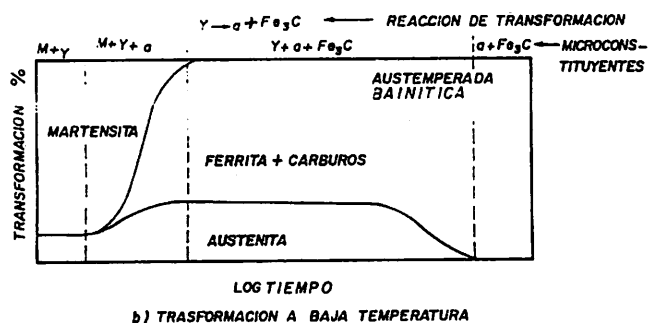
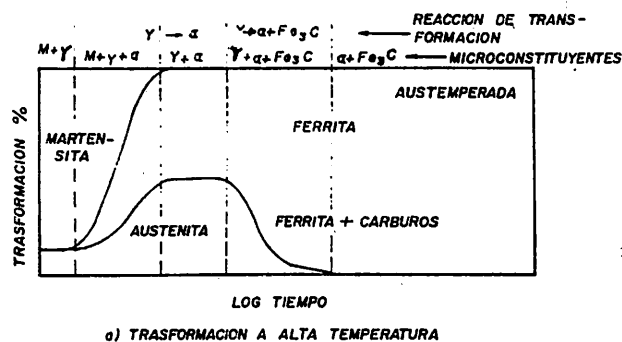


FIGURA 6. Representación esquemática de las reacciones en el austempering para fundición nodular austemperada y fundición nodular bainítica austemperada. (Ref. 15).

3. EFECTO DE LAS VARIABLES INVOLUCRADAS EN EL AUSTEMPERING DE LA FUNDICION NODULAR.

3.1 Efecto de la temperatura de austenización.

Al elevar la temperatura por encima de la temperatura crítica A_1 y dependiendo de la matriz inicial de la fundición, se estará en la región ferrita + austenita, o en la región austenítica, tal como se ilustra en la Figura 7, en la que se presenta una sección del diagrama de equilibrio. Algunos autores como Gundlach y Janowak (Referencia 6, P. 5), establecen un rango de temperaturas de austenización entre 815°C y 925°C y otros como Peter A. Blackmore and Richard A Harding (Ref. 1), sugieren que la temperatura de austenización debe estar por encima de 850°C.

Ahora bien, si la temperatura es lo suficientemente alta se estará en la región austenítica + grafito y la austenita se enriquecerá en carbono, siguiendo la línea A_{CM} . Como puede observarse a medida que se incre-

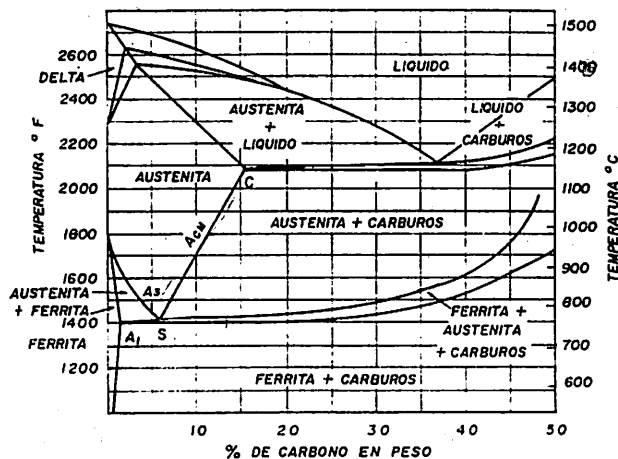


FIGURA 7. Sección del diagrama de equilibrio: Fe - C - 2% Si. (Ref.4).

menta la temperatura de austenización, se incrementará la cantidad de carbono disuelto en la austenita. Este incremento de carbono en la austenita desplaza en el diagrama isotérmico el punto de iniciación de la transformación bainítica hacia la derecha, particularmente para bajas temperaturas de austempering y a su vez desplaza la temperatura de inicio de la transformación martensítica (M_s) hacia temperaturas más bajas, tal como se ilustra en la Figura 8: (Ref. 1, P. 130).

Dado que a las temperaturas de austempering la austenita que no ha transformado, se enriquece en carbono a niveles cercanos a 1.6% (Referencia 8), la temperatura M_s se hace aun mucho más baja. Este hecho incrementa la cantidad de austenita estable, retenida al final de la primera reacción, descrita en el numeral 2.2.

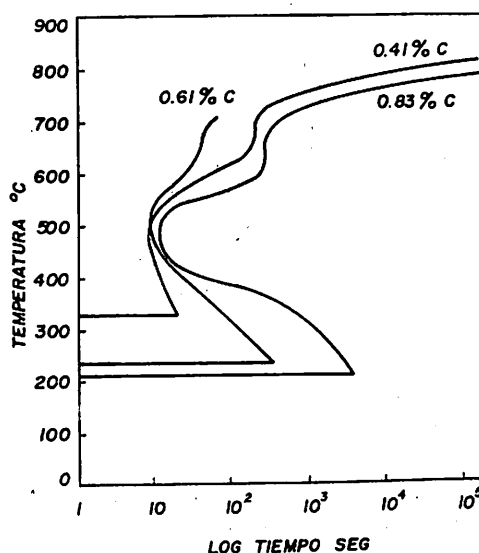


FIGURA 8. Efecto del contenido de carbono de la austenita en el comienzo de la transformación isotérmica. (Referencia 1).

Así mismo tanto el mayor enriquecimiento de la austenita en carbono, como el mayor tamaño de grano austenítico alcanzado, incrementan la templabilidad y reducen la velocidad de reacción bainítica. (Referencia 6). La cantidad de carbono disuelta en la austenita es función de la temperatura de austenización, del tiempo de permanencia a dicha temperatura y de la composición química, particularmente el silicio que afecta marcadamente el punto de máxima saturación de carbono (C) y el punto eutectoide (s). (Ver Figura 7). En el supuesto de que el tiempo de austenización es suficiente para disolver el carbono en la austenita y para homogenizar esta última, es posible calcular el porcentaje de carbono deseado en la austenita, mediante la siguiente relación aproximada ya que sólo se considera el efecto del silicio.

$$\%C = \frac{TA}{420} - 0.17 (\% Si) - 0.95 \text{ (Ref. 5, P. 90)}$$

Donde % C = porcentaje de carbono disuelto en la austenita.

TA = temperatura de austenización en °C.

La estructura de la matriz inicial influye considerablemente en la selección de la temperatura de austenización a utilizar, debiendo utilizarse temperaturas de austenización más altas para matriz ferrítica que para matriz perlítica. En la Figura 9, (Referencia 1, P. 130), se ilustra la variación de las propiedades mecánicas de resistencia a la tracción, límite elástico del 0.2% y la elongación para diferentes temperaturas de austenización durante una hora y diferentes temperaturas de austempering durante una hora para una fundición de matriz ferrítica, la cual es preferida cuando se pretenden construir piezas que requieren poco acabado final, p.e. piñones, debido a las pocas distorsiones que se producen después del tratamiento por similitud entre las estructuras antes y después del tratamiento (Referencia 11).

De la Figura 9, se ve que los resultados obtenidos con una matriz ferrítica austenizada a 850°C y para todas las temperaturas de austempering son inferiores que los obtenidos para temperaturas superiores. Esto es debido a que a 850°C y una hora de austenización, la austenización fue parcial, es decir, se estuvo en la región ferrita + austenita. Así mismo se observa que al incrementar la temperatura a valores superiores (900°C - 925°C), se obtienen los mejores resultados en cuanto a propiedades mecánicas para todas las temperaturas de austempering. Estas temperaturas garantizan una completa austenización y el subsiguiente enriquecimiento

de carbono de la austenita, así como su homogenización si el tiempo de austenización es suficiente.

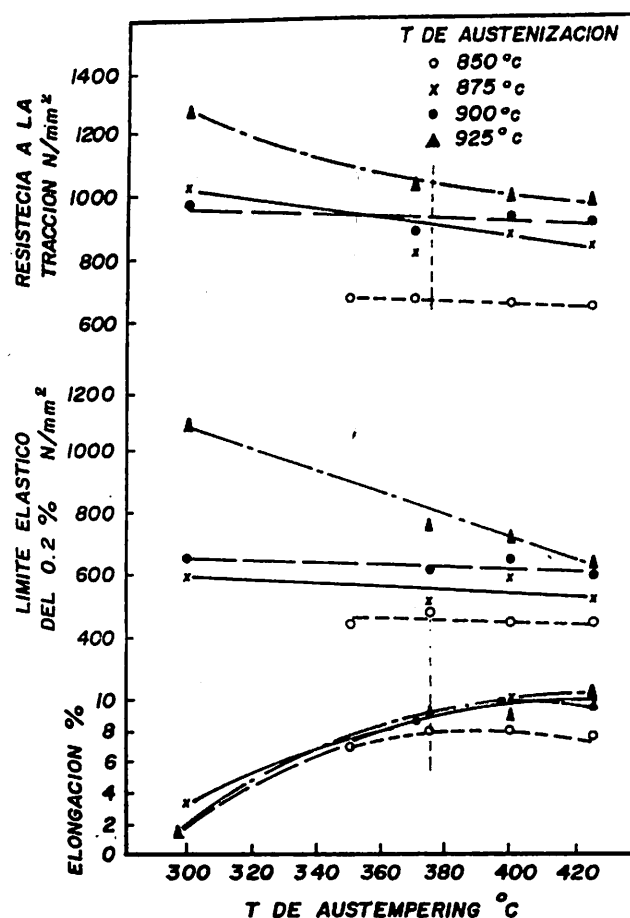


FIGURA 9. Variación de las propiedades de tracción con las temperaturas de austenización y de austempering. (Referencia 1).

3.2 Tiempo de austenización.

El tiempo requerido para austenizar completamente una fundición depende de factores que controlan la velocidad de difusión, incluyendo la temperatura de austenización y la composición química de la fundición, como también factores que tienen que ver con la distancia de difusión como son la matriz inicial y el número de nódulos por mm². La fundición debe permanecer un tiempo adecuado a la temperatura de austenización para permitir que parte del carbono de los nódulos entre en solución en la austenita y para que este carbono se distribuya uniformemente a través de toda la austenita. (homogenización). Es importante resaltar que cuando se tiene un mayor número de nódulos x mm², el tamaño de la celda austenítica será menor, lo que disminuye notablemente la distancia que debe recorrer el carbono en su proceso de difusión dentro de la austenita.

Suficiente tiempo a temperatura de austenización, permitirá que la austenita alcance el máximo de solubilidad en carbono, como lo determina el diagrama Fe - C - Si, a la temperatura escogida cuando intersecta la línea A_{cm} (ver Figura 7), (Ref. 16; P. 90).

Mientras una fundición nodular con matriz completamente perlítica, la cual contiene un porcentaje sustancial de carbono en forma de cementita, austenizará y desarrollará un contenido uniforme de carbono en menos de treinta minutos, una fundición nodular ferrítica (recocida) puede requerir una hora o más para poder obtener en la austenita el contenido de carbono de equilibrio. Por esta razón el tratamiento de austenización es mejor visto como un tratamiento de solución. Tiempos de solución de al menos 1.5 horas son recomendados con frecuencia, (Ref. 6; P. 5). La eliminación de carburos intercelulares es también muy importante. Tiempos de austenización significativamente mayores y/o más altas temperaturas de austenización son necesarias para liberar la estructura de estos carburos, si altos niveles de elementos formadores de carburos están presentes, (Referencia 16; P. 90).

3.3 Temperatura y tiempo de austempering.

Después de haber austenizado la fundición a una temperatura adecuada, ésta se temple isotérmicamente en un medio que permita mantener estable la temperatura de tratamiento. Estas temperaturas de tratamiento, generalmente se denominan temperaturas de austempering y oscilan entre 300°C y 450°C. De acuerdo a la temperatura de austempering utilizada se permitirá que se dé la primera o segunda reacción del proceso (numeral 2.2), obviamente que el tiempo de permanencia también interviene en el resultado final, así como la temperatura de austenización utilizada.

La temperatura de austempering utilizada determina la microestructura obtenida, y por ende las propiedades mecánicas de tracción, así como la dureza y las propiedades de fatiga e impacto, aunque existe muy poca información al respecto. (Ref. 1; P. 120).

En la Figura 10, (Referencia 1), se ilustra el efecto de la temperatura de austenización sobre la cantidad de austenita retenida para diferentes tiempos de sostenimiento, hecho que incide directamente sobre la microestructura final deseada.

Algo similar se ilustra en la Figura 11, donde se da la interrelación de la cantidad de austenita retenida y la dureza obtenida para diferentes temperaturas y tiempos de austempering, (Ref. 16).

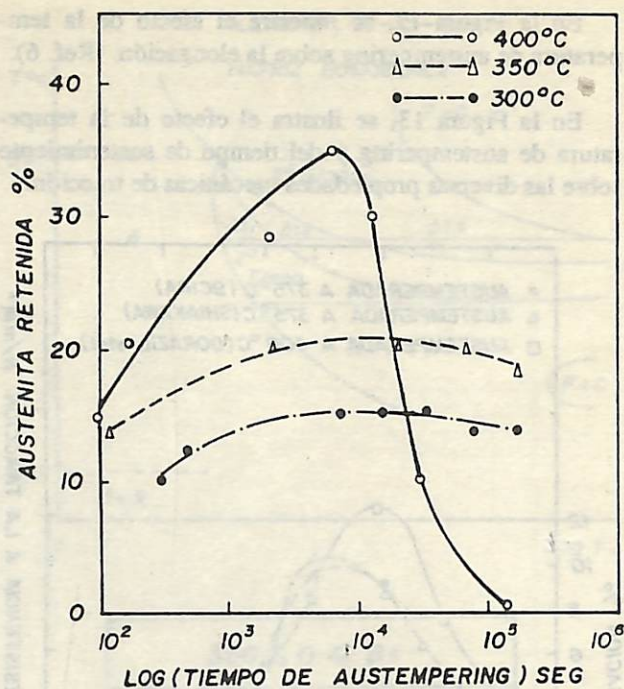


FIGURA 10. Variación del contenido de austenita retenida después del tratamiento de austempering a 300°C y 400°C para varios tiempos. (Referencia 1).

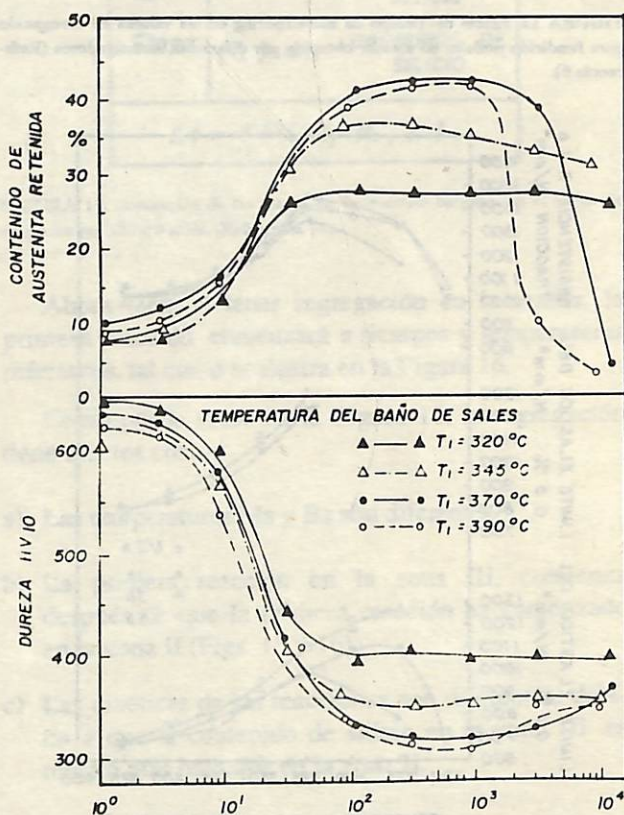


FIGURA 11. Efecto de la temperatura y del tiempo de austempering en el contenido de austenita retenida y en la dureza. (Ref. 16).

En la Figura 12, se muestra el efecto de la temperatura de austempering sobre la elongación. (Ref. 6).

En la Figura 13, se ilustra el efecto de la temperatura de austempering y del tiempo de sostenimiento sobre las diversas propiedades mecánicas de tracción.

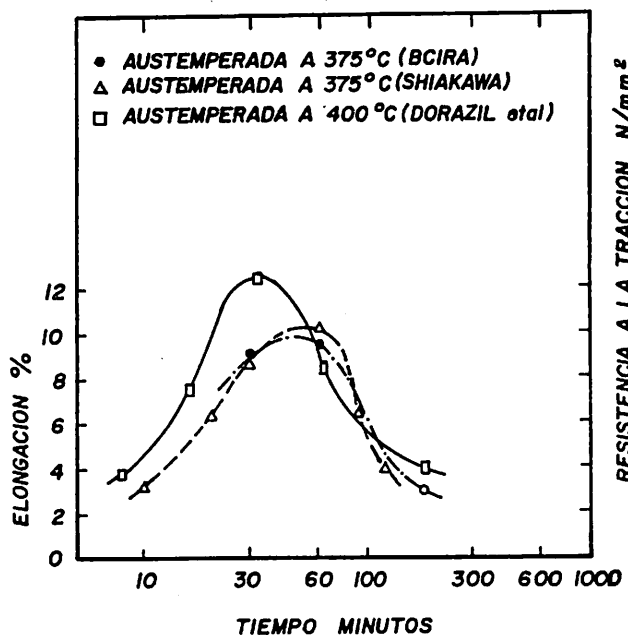


FIGURA 12. Efecto del tiempo de austempering en los valores de elongación para fundición nodular no aleada, obtenida por diferentes investigadores (Referencia 6).

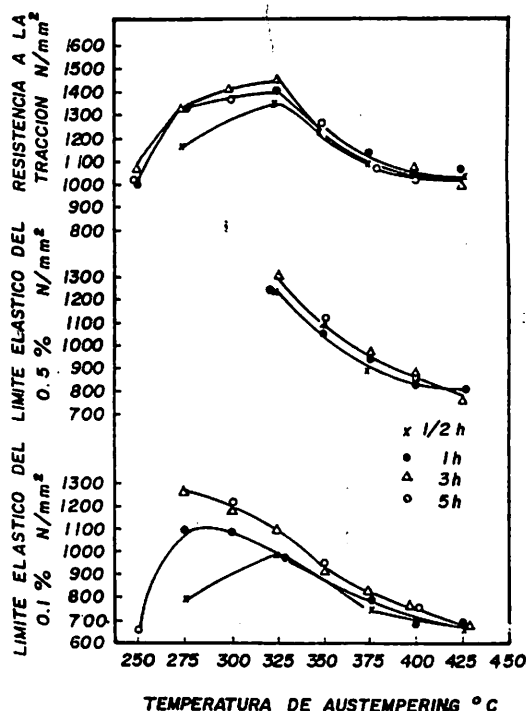


FIGURA 13. Efecto del tiempo y la temperatura de austempering en las propiedades de tracción de fundición nodular. (Referencia 1).

3.4 Segregación.

3.4.1 La celda austenítica. Debido a que todas las fundiciones solidifican con un constituyente eutéctico, son aleaciones heterogéneas y tienen un tamaño de celda primario, en vez de un tamaño de grano primario. En la reacción eutéctica de la fundición nodular, el grafito es rodeado de una concha de austenita, estando una sola fase en contacto con el líquido. Esta diferencia con un eutéctico normal donde las dos fases están en contacto con el líquido, ha hecho designar dicha reacción como neoeutéctica. El número de grafitos esferoidales es determinado en los comienzos de la reacción neoeutéctica y no hay más nucleación de grafito, una vez el neoeutéctico comienza su crecimiento. El grafito formado crecerá durante el enfriamiento a expensas del carbono que es difundido desde la austenita. Considerando como celda el conjunto concha austenita + grafito esferoidal, el tamaño de la misma dependerá del número de esferoides que aparecen en los comienzos de la reacción neoeutéctica. Debido a que el grafito se origina en alguna impureza denominada sustrato, el tamaño de la celda será menor, mientras más cantidad de sitios existan para la precipitación del grafito. Se ha demostrado que la inoculación incrementa el número de sitios de precipitación, lo cual conduce a tener un tamaño de celda más pequeña. Esto juega un papel importante en la realización de los tratamientos térmicos, donde se requiere difundir carbono y otros elementos en la austenita. (Referencia 3 y 4).

En vista de que la inoculación produce un enriquecimiento localizado y temporal de silicio, las primeras capas de austenita que rodean al grafito son muy ricas en silicio, y en níquel que también es grafitizante, otros elementos como el cromo, molibdeno, manganeso, carbono, fósforo, etcétera, son rechazados hacia la periferia de la concha que es lo último en solidificar. (Ref. 9). Esta circunstancia hace que exista una heterogeneidad de composición química al interior de la celda, J. M. Schissler y J. Saverna (Referencia 14), proponen la división de la celda en tres zonas, tal como se ilustra en la Figura 14.

Zona I. Alrededor del grafito, el contenido de silicio es máximo.

Zona II. Es la mayor parte de la matriz y el contenido de silicio, carbono, manganeso, etcétera, es casi constante.

Zona III. Es la región intercelular donde el silicio tiene el contenido mínimo y el manganeso y carbono el contenido máximo.

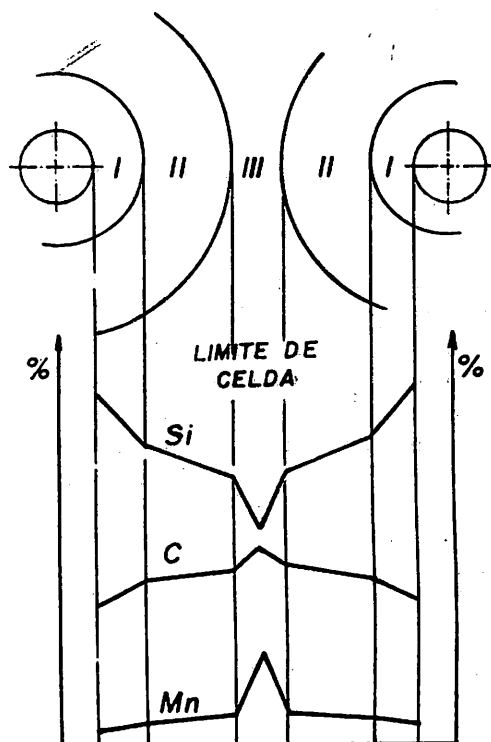
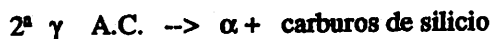
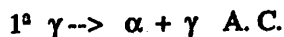


FIGURA 14. Zonas de una celda austenítica en fundición nodular (Referencia 14).

3.4.2 Incidencia de la segregación en el austempering. Como se reseñó en el capítulo 1, en el tratamiento de austempering se dan dos reacciones a saber:

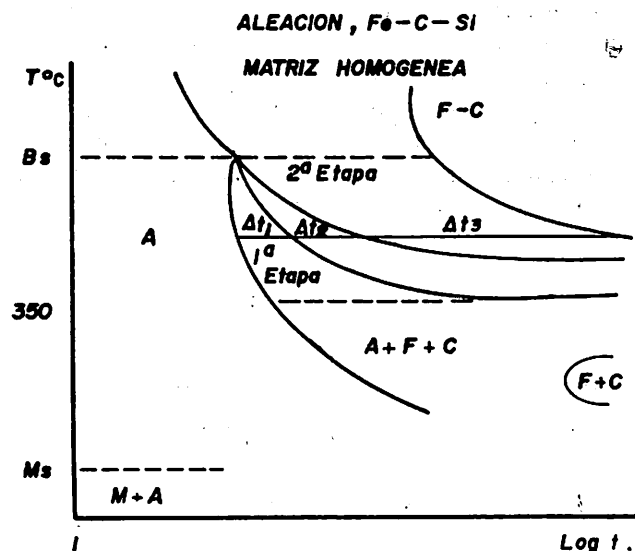


A.C.: alto carbono.

Si la fundición tiene una matriz de composición química homogénea, la primera reacción comenzará al mismo tiempo en toda la matriz y lo mismo ocurrirá con la segunda reacción. Esto se puede visualizar mejor en un diagrama esquemático de transformación isotérmica, Figura 15, el cual puede ser descrito como la coexistencia de estas dos reacciones.

Los tiempos necesarios para que se den estas dos reacciones son función de:

- La temperatura de la reacción.
- Del contenido y naturaleza de los elementos aleantes.



$350 \leq \theta \leq B_s$	
1ª Etapa	$\gamma \rightarrow (\alpha) + (\gamma)$
2ª Etapa	$(\gamma) \rightarrow \alpha + \text{CARBUROS DE SILICIO}$ $(\alpha) \rightarrow \alpha + \text{CARBUROS DE SILICIO}$
$\Delta t = f(\%C, \%, T)$	

FIGURA 15. Separación de las etapas de la reacción bainítica en el rango de temperaturas $350 \leq \theta \leq B_s$. (Referencia 14).

Ahora bien, al tener segregación en la matriz, la primera reacción comenzará a tiempos y temperaturas diferentes, tal como se ilustra en la Figura 16.

Como puede verse en la Figura 16, la segregación tiene efectos como:

- Las temperaturas M_s y B_s son diferentes.
- La primera reacción en la zona III, comienza después de que la primera reacción ha comenzado en la zona II (Figs. 15 y 16).
- Las cinéticas de las reacciones son diferentes, debido a que el contenido de silicio en la zona III es mucho más bajo que en la zona II.
- El manganeso afecta mucho esta reacción y asociado con el silicio puede alargar considerablemente la primera reacción.

- e) El fósforo no afecta mucho la reacción pero él confiere templeabilidad. Su efecto más importante es producir fragilidad, cuando el tratamiento se ejecuta a temperaturas entre 350°C y Bs. No obstante esta fragilidad sólo aparece después de la precipitación de carburos. Lo que indica que la segunda reacción en la bainita "superior" juega un papel importante.

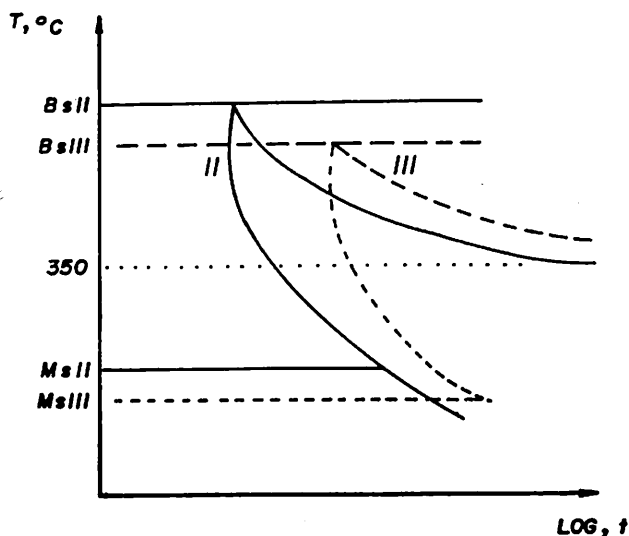


FIGURA 16. Influencia de la segregación en la primera etapa de las reacciones bainíticas. En la mayor parte de la matriz el silicio es relativamente constante, esa es la zona II. (Referencia 14).

Una vez concluido el tratamiento de austempering de una fundición nodular con fuerte segregación, diferentes microestructuras pueden esperarse en las diferentes zonas. En la Figura 17, se ilustra lo encontrado por Saverna (Referencia 14), al realizar el tratamiento de austempering a 350°C, donde sólo se da la primera reacción.

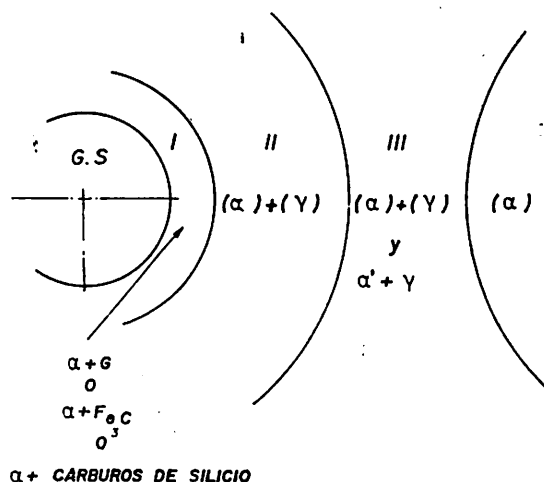


FIGURA 17. Diferentes microestructuras, debido a la segregación. (Referencia 14).

En la zona III, aparecen los productos de la primera etapa $\alpha + \gamma$ A.C., asociados con martensita (M) y austenita baja en carbono. En la zona II, la primera reacción estará completa, existiendo sólo $\alpha + \gamma$ A.C. En la zona I, pueden aparecer toda clase de estructuras, como: $\alpha + G$ o $\alpha + Fe_3C$ o $\alpha +$ carburos de silicio. (Referencia 14).

Por último es importante reseñar que cuando la estructura inicial presenta un tamaño de celda pequeño, la segregación no es tan importante, y su efecto en la primera reacción y su separación es bastante débil. Por dicha razón, el control del tamaño de la celda es primordial y es muy importante conocer bien, tanto la operación de inoculación como la naturaleza de los agentes inoculantes. (Referencia 14).

3.5 Efecto de la composición química.

El efecto de la composición química puede ser dividido en dos partes:

1. El efecto de los elementos inherentes a la producción de fundición nodular, tales como carbono y silicio.
2. El efecto que producen algunos elementos adicionados deliberadamente, tales como manganeso, cobre, níquel, molibdeno, etcétera, que tienen como objetivo modificar la templeabilidad.

3.5.1 Carbono. La fundición nodular se produce comercialmente en un rango bastante estrecho de porcentaje de carbono, alrededor de 3.6% C. Hasta la fecha parece que no existe un estudio sistemático del efecto que se pueda producir sobre las diferentes propiedades de la fundición austemperada, al variarse los contenidos de carbono.

Es posible que las variaciones en el contenido total de carbono tengan sólo un pequeño efecto en las propiedades de la fundición, ya que puede argumentarse que el contenido de carbono de equilibrio en la austenita, no será modificado y por ende las características de transformación isotérmica no se vean afectadas. No obstante, es posible que los cambios en el contenido de carbono modifiquen el tiempo requerido para alcanzar el equilibrio de carbono, durante el período de austenización.

3.5.2 Silicio. El silicio se encuentra en la fundición nodular comercial en un rango que oscila entre 1.8 y 2.7% aproximadamente, por lo cual es de espe-

rarse que se produzcan variaciones en las propiedades mecánicas, obtenidas durante el austempering.

De acuerdo a Peter A. Blackmore et al, (Referencia 1), quienes evaluaron las variaciones de las propiedades mecánicas en dos fundiciones nodulares austemperadas con 2 y 2.9% Si, existe un ligero efecto sobre la dureza y muy poco, o casi ninguno sobre la resistencia a la tracción y el límite elástico. Esto se puede visualizar en la Figura 18, donde se grafican las propiedades de tracción y dureza de las dos composiciones para diferentes temperaturas de austempering.

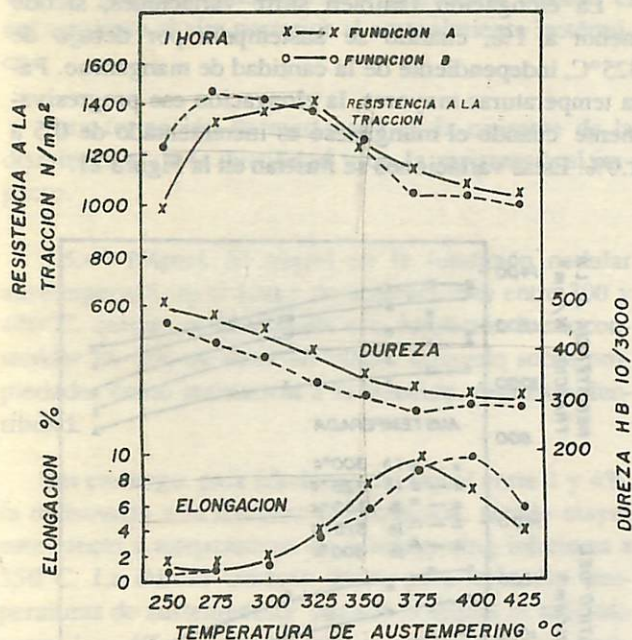


FIGURA 18. Efecto de la temperatura de austempering en fundiciones nodulares, conteniendo 2% Si (A) y 2.9% Si (B) (Referencia 1).

Sin embargo, otros autores como H. Nieswaag et al, (Referencia 10), afirman y presentan evidencia de que el silicio incrementa la resistencia a la tracción y el límite elástico, siendo en la bainita inferior más marcado el incremento del límite elástico. Así mismo, afirman que la elongación permanece casi igual para los diferentes contenidos de silicio. En la Figura 19, se presentan los resultados obtenidos por los investigadores para una hora de austempering.

Ambos grupos de investigadores (Referencia 1 y 10), coinciden en que incrementos de silicio mejoran la resistencia al impacto. Esto debido a que el silicio retarda la precipitación de carburos, siendo este efecto mayor al incrementarse la cantidad de dicho elemento y favoreciendo la retención de austenita en la microestructura final, hasta valores del 40% cuando se está en el rango de bainita superior, cerca a 400°C. En la

Figura 20, se ilustra la variación en la resistencia al impacto para temperaturas de austempering de 300 y 400°C, durante diferentes tiempos de sostenimiento para dos fundiciones nodulares con 2.44 y 3.78% Si, respectivamente.

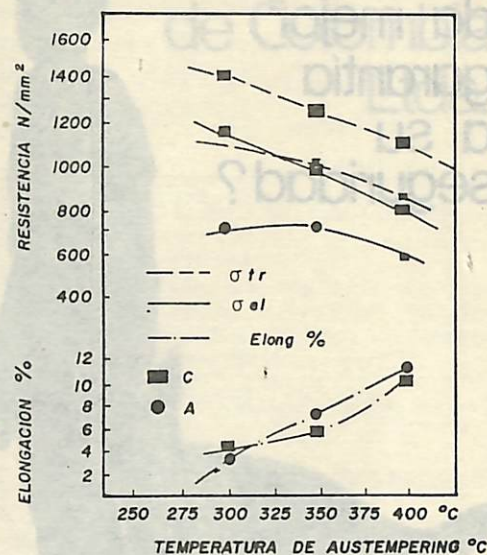


FIGURA 19. Efecto de la temperatura de austempering en fundiciones nodulares, conteniendo 2.44% Si (A) y 3.78% Si (C) (Referencia 10).

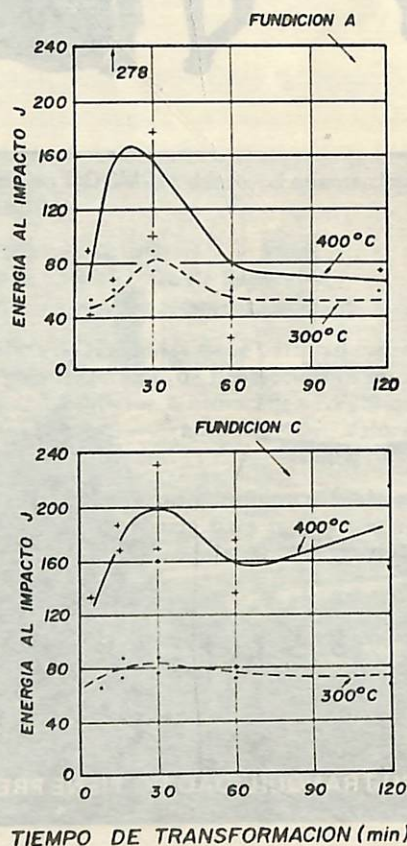
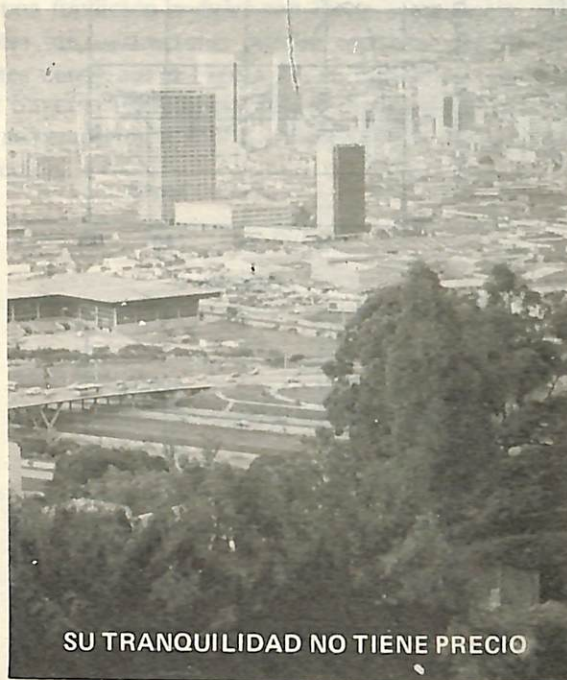


FIGURA 20. Influencia del tiempo de transformación en los valores de impacto en probetas no entalladas en fundición nodular austemperada a 300°C y 400°C. (Referencia 10).

¿Qué empresa
da mejor
garantía
a su
seguridad?



SU TRANQUILIDAD NO TIENE PRECIO

Puede por tanto anticiparse que un incremento en la cantidad de silicio resultará en un mejoramiento de las propiedades de fatiga, pero no existe información al respecto. (Referencia 1).

3.5.3 Manganeso. Estudios de las propiedades mecánicas de fundiciones nodulares con contenidos de manganeso entre 0.04 a 0.93% y austemperadas por una hora a temperaturas entre 300 y 400°C revelan que la resistencia a la tracción y el límite elástico caen progresivamente en todo el rango de temperaturas de austempering.

La elongación también sufre variaciones, siendo menor a 1%, cuando se austempera por debajo de 325°C, independiente de la cantidad de manganeso. Para temperaturas mayores, la elongación cae progresivamente cuando el manganeso es incrementado de 0.5 a 1.0%. Estas variaciones se ilustran en la Figura 21.

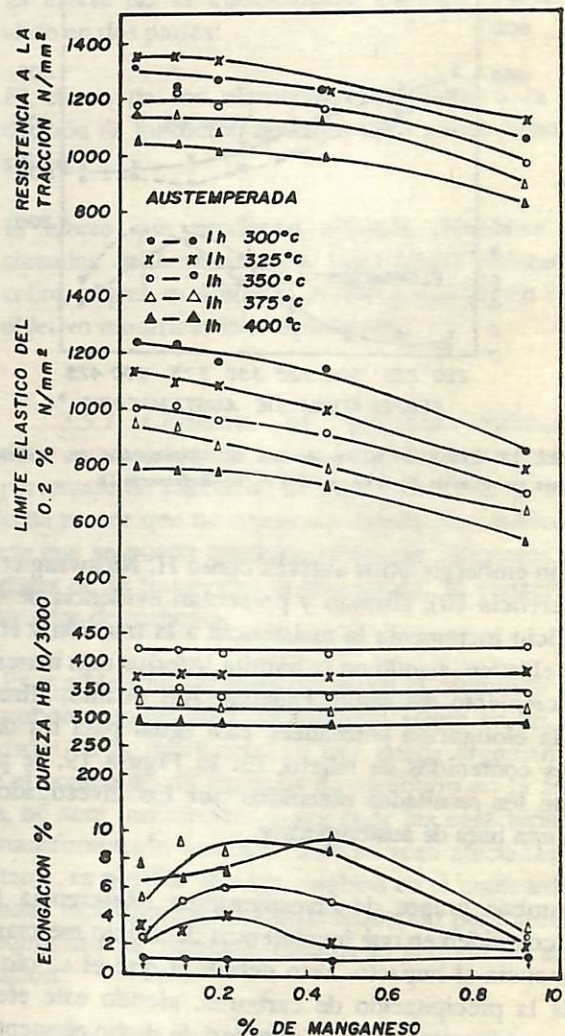


FIGURA 21. Efecto del contenido de manganeso y de la temperatura de austempering en las propiedades de tracción de fundición nodular austemperada. (Referencia 1).

Así mismo, se indica que la resistencia al impacto se reduce al incrementarse el contenido de manganeso y se prevé que la resistencia a la fatiga tenga un comportamiento similar.

El efecto perjudicial del manganeso durante el austempering de la fundición nodular se debe a la formación de heterogeneidades microestructurales, debido a la segregación durante la solidificación. Con la fuerte segregación que puede presentarse en fundiciones nodulares con altos contenidos de Mn, la austenita intercelular está estable en el rango de temperaturas de austempering y tendrá una temperatura M_s , cercana a 150°C , pudiendo transformarse a martensita durante el enfriamiento al aire posterior al sostenimiento isotérmico.

Esta formación de martensita es la causante de la disminución de la ductilidad y de la resistencia al impacto.

3.5.4 Níquel. El níquel en la fundición nodular austemperada, en el rango de temperaturas entre 300 y 400°C , cuando es adicionado a la fundición hasta contenidos de 1% no tiene un efecto marcado sobre propiedades como resistencia a la tracción, dureza y ductilidad.

Sin embargo, para adiciones de níquel entre 1 y 4% , la resistencia a la tracción fue reducida, siendo mayor este efecto a temperaturas de austempering inferiores a 350°C . La dureza también decae para todas las temperaturas de austempering cuando el níquel se adiciona entre 1 y 4% . La ductilidad se incrementa con adiciones de níquel por encima de 1% y alcanza un valor máximo para 2% de níquel y luego cae ligeramente. La variación de la ductilidad con adiciones de níquel es más evidente en fundición nodular austemperada a temperaturas de 350°C e inferiores. Es probable que el níquel retarde la formación de carburos en la bainita inferior. Para contenidos por encima de 2% , es posible que la segregación genere alguna formación de martensita durante el enfriamiento al aire, posteriormente al sostenimiento isotérmico y esto reducirá la ductilidad de las fundiciones nodulares austemperadas con altos contenidos de níquel.

Sobre propiedades de resistencia al impacto, fatiga y fractura tenaz no existe información disponible (Referencia 1).

De los resultados que se muestran en la Figura 22, puede esperarse que adiciones de níquel hasta cerca de 2% , resultarán en un mejoramiento de la tenacidad y propiedades a la fatiga sobre todo para fundiciones austemperadas a baja temperatura (300°C).



Porque en DOGMAN damos al cliente doble protección.

Ofrecemos el sistema
Hombre + Perro = Doble Seguridad,
para dar un servicio altamente eficiente.

La Empresa DOGMAN tiene personal capacitado para todo tipo de protección (Bancos, Oficinas - Edificios - Almacenes - Fábricas, Construcciones - Transporte de Valores, etc.)

En DOGMAN estamos dispuestos a ofrecer todo tipo de vigilancia para que el usuario quede tranquilo sobre la seguridad de todos sus bienes.

CARRERA 77 No. 39-40
APARTADO AEREO: 51169

TELEFONOS:
243 28 23 - 243 38 98 - 243 90 62 - 243 15 89
MEDELLIN - COLOMBIA

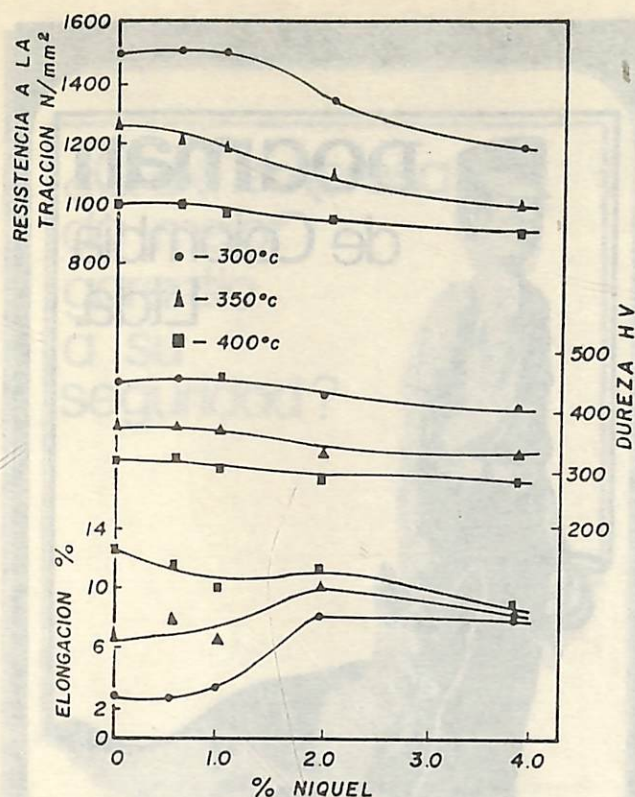


FIGURA 22. Efecto del contenido de níquel en fundiciones nodulares austemperadas. (Referencia 1).

3.5.5 Molibdeno. Al adicionar molibdeno a la fundición nodular y someter ésta al tratamiento de austempering, tiene un efecto perjudicial sobre las propiedades de resistencia a la tracción, ductilidad y dureza, las cuales decrecen al incrementar el porcentaje de molibdeno hasta 0.63%, siendo el efecto más marcado al sobrepasar el 0.2% de Mo. Esta reducción de propiedades obedece a la segregación que se da durante la solidificación, posibilitándose la formación de carburos intercelulares y la transformación parcial de la matriz a martensita.

Al igual que en los otros elementos, las propiedades de impacto, fatiga y fractura tenaz no han sido evaluadas.

En la Figura 23, se presenta la variación de las propiedades de tracción y de dureza para fundición nodular aleada al molibdeno y austemperada a diferentes temperaturas.

3.5.6 Cobre.

3.5.6.1 Efecto sobre el diagrama continuo. Al igual que los elementos Mo, Ni y Mn, el cobre previene la formación perlítica durante el tratamiento de austem-

pering, ya que desplaza la zona perlítica del diagrama continuo hacia la derecha. En la Figura 24 se puede observar el efecto combinado del cobre con el molibdeno.

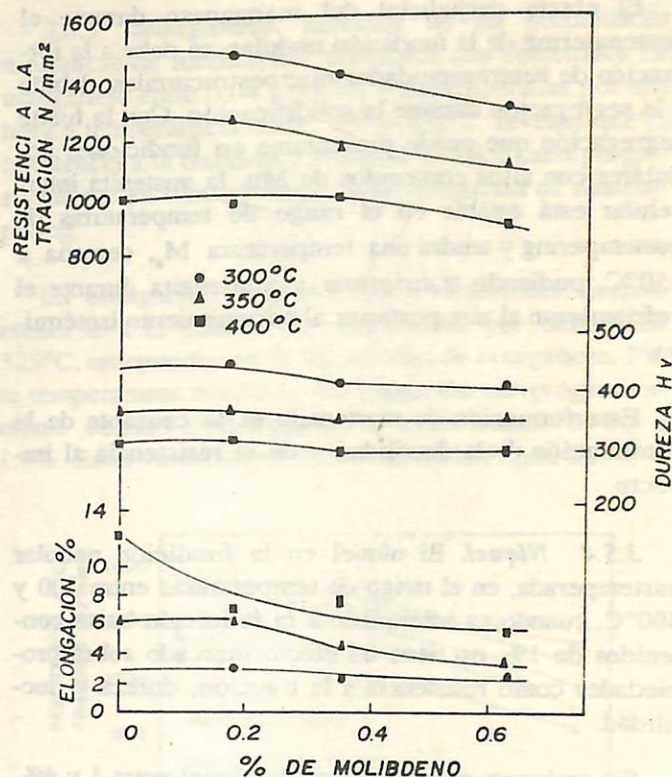


FIGURA 23. Efecto del contenido de molibdeno en las propiedades de tracción de fundición nodular austemperada. (Ref. 1).

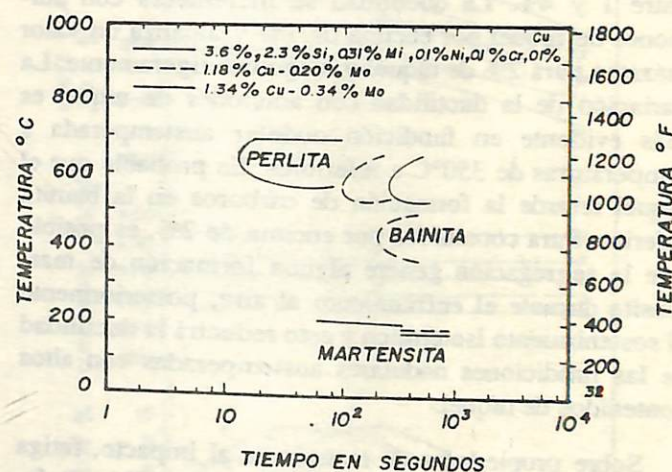


FIGURA 24. Diagrama de transformación continua, ilustrando el efecto combinado del cobre y el molibdeno. (Referencia 6).

3.5.6.2 Efecto sobre las propiedades mecánicas de la fundición nodular austemperada. De acuerdo al trabajo realizado por Dorazil (Ref. 2), adiciones de cobre hasta 1.5% tienen un ligero efecto sobre las

propiedades de resistencia y dureza, cuando la fundición se austempera entre 300 y 400°C.

La ductilidad no se ve afectada a temperaturas de austempering superiores a 350°C, pero para temperaturas por debajo de esta temperatura, la ductilidad se incrementa progresivamente al aumentar el porcentaje de cobre. Esto se debe probablemente a la inhibición en la formación de carburos producida por el cobre.

En la Figura 25, se presenta la variación de las propiedades mecánicas al incrementar el cobre y austemperando la fundición nodular a diferentes temperaturas.

Aunque no existe información sobre propiedades de fatiga, tenacidad a la fractura y resistencia al impacto puede preverse que adiciones de cobre superiores a 1%, pueden mejorar estas propiedades, cuando se austempera a temperaturas por debajo de 350°C, pues como puede observarse de la Figura 19, a estos niveles de temperatura, la ductilidad se duplica con respecto a la fundición nodular no aleada.

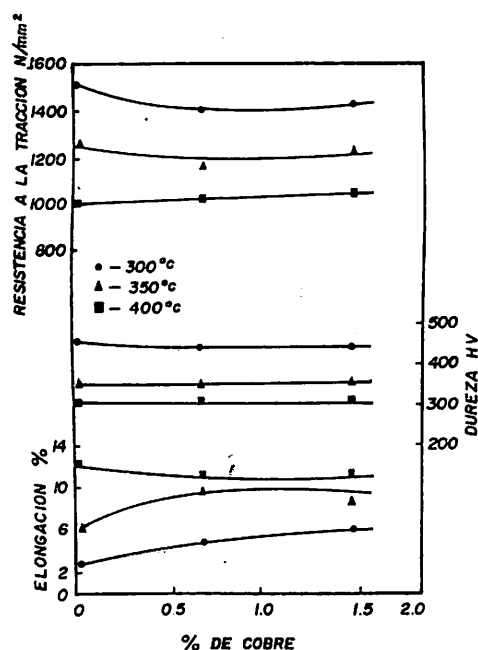


FIGURA 25. Efecto del contenido de cobre en las propiedades de tracción para fundición nodular austemperada. (Ref. 2).

3.5.7 Efecto combinado de los aleantes. En los numerales precedentes, se ha puesto de manifiesto el efecto individual de los elementos aleantes más comunes en fundición nodular, en algunos casos, los efectos son benéficos y en otros perjudiciales para las propiedades de las fundiciones nodulares austemperadas. Se sabe que los efectos individuales, cuando se

tienen dos o más de estos elementos no son aditivos, debido a las interacciones de los mismos, (Referencia 13), lo cual puede hacer posible por ejemplo la utilización balanceada de un elemento perjudicial adicionado en determinada cantidad y uno benéfico y así obtener una fundición con mejores propiedades que las que producirá aquella que sólo contuviese el elemento benéfico. El estudio de combinaciones entre los diferentes elementos, queda pues planteado y podrá ser desarrollado en el futuro.

REFERENCIAS

1. Peter A. Blackmore and Richard A. Harding. The Effects of Metallurgical Process Variables on the Properties of Austempered Ductile Iron. First International Conference on Austempered Ductile Iron. Chicago Illinois. April, 1984.
2. Dorazil. E., et al. High Strength Manganese and Copper Alloyed Bainitic Nodular Cast Iron. Slévárenství. 1979.
3. Heine, Robert W., Loper Carl and Rosenthal Philip C. Principles of Metals Casting. Second Edition. New York. 1967.
4. Iron Casting Society Inc. Iron Casting Handbook, Edited by Charles F. Walton. 1981.
5. J. F. Janowak and R. B. Gundlach. Approaching Austempered Ductile Iron Properties by Controlled Cooling in the Foundry. First International Conference on Austempered Ductile Iron. Chicago Illinois. April, 1984 a.
6. J. F. Janowak and R. B. Gundlach. A Review of Austempered Ductile Iron Metallurgy. First International Conference on Austempered Ductile Iron. Chicago Illinois. April, 1984 b.
7. J. F. Janowak and R. B. Gundlach. Development of a Ductile Iron for a Commercial Austempering. AFS Transactions. Vol. 91. 1983.
8. Kalevi Jokipii Kymenite, Austempered Ductile Iron as Material for Gears and other Applications. First International Conference on Austempered Ductile Iron. Chicago Illinois. 1984.
9. Miller Co. Ductile Iron Process. Edited by Spengler. Chicago Ill. 1982.
10. H. Nieswaag, J. W. Nijhof. Influence of Silicon on Bainite Transformation in Ductile Iron, Relation to Mechanical Properties. First International Conference on Austempered Ductile Iron. Chicago Illinois.
11. Carl R. Loper. Conference Summary. Third International Symposium on Austempered Ductile Iron. Estocolmo, 1984 a.
12. Carl R. Loper Jr. First International Conference on Austempered Ductile Iron. Conference Summary. Chicago, Illinois. April, 1984 b.
13. Parker Earl R. Interrelations of Compositions, Transformation Kinetics, Morphology, and Mechanical Properties of Alloy Steels, Metallurgical Transactions. Vol. 8 A, July 1977.
14. J. M. Schissler and J. Saverna. Segregations Effects on the Formation of Austempered Ductile Iron. First International Conference on Austempered Ductile Iron. Chicago Illinois. 1984.
15. Voight R. C. and Loper Jr. Carl R. Austempered Ductile Cast Irons. Influence of Microstructure Control. 3rd. International Symposium on Austempered Ductile Iron. Estocolmo, Sweden. August, 1984.
16. Carl R. Loper and Voight Robert C. Austempered Ductile Iron. Process Control and Quality Assurance. First International Conference on Austempered Ductile Iron. Chicago Illinois. April 1984.