

ESTUDIO DEL CICLO DE DOBLE AUSTEMPERADO EN UNA FUNDICIÓN NODULAR CON 0.6 POR CIENTO Mn

CLARA HERRERA

Departamento de Mecánica, Estudiante de Maestría Escuela Politécnica Universidad de São Paulo, Brasil

CESAR CHAVES

Departamento de Ing Mecánica, Universidad Nacional de Colombia Sede Medellín, Medellín

JUAN M. VELEZ

Departamento de Ing Mecánica, Universidad Nacional de Colombia Sede Medellín, Medellín

Recibido para revisar 30 Octubre 2000, aceptado 12 Marzo 2001; versión final 31 Agosto 2001

RESUMEN: Se estudió el efecto de la aplicación de un ciclo de doble austemperado (880°C / 120 min; 370°C / 100 min; 300°C) a una fundición nodular con Fe - 3.6%C - 2.8%Si y 0.6%Mn, a través de la medida de las propiedades mecánicas (dureza, energía absorbida en el ensayo de impacto y resistencia a la tracción), análisis metalográfico y difracción de rayos X. Este tratamiento produjo una mejoría en la ductilidad y la energía absorbida en el ensayo de impacto Charpy. Para tiempos entre 100 y 500 minutos, los valores de energía al impacto superan los establecidos por la norma ASTM A897M - 90; la elongación, por otro lado, aumenta pero no logra superar los valores de la norma. Esta mejoría en las propiedades mecánicas significa una apertura de la ventana del proceso, la cual está cerrada para un tratamiento de austemperado convencional realizado en fundición nodular con alto manganeso. La microestructura final está compuesta por austenita de alto carbono, ferrita bainítica y carburos, sin presencia de martensita intercelular, fase que es responsable de las bajas propiedades mecánicas de la fundición nodular austemperada con alto manganeso.

PALABRAS CLAVES: Fundición nodular aleada con alto Mn, doble austemperado, propiedades mecánicas.

ABSTRACT: Optical microscopy, X - ray diffraction, and measurements of mechanical properties (hardness, unnotched Charpy impact energy, ultimate tensile strength and elongation) were used to determine the effect of the stepped austempering treatment (880°C for 120 min; 370°C for 100 min; 300°C) for a ductile iron of composition Fe - 3.6C - 2.8Si - 0.6Mn (wt - %). These measurements showed that stepped austempering can improve the mechanical properties and open the austempering processing window in the high Mn ductile iron. The Charpy impact energy satisfies and overcomes the ASTM standard A897M: 1990 in a range of austempering time between 100 and 500 minutes and the elongation fails to satisfy the ASTM standard but is better than with a single heat treatment. These good properties are related to the microstructure that is composed by high carbon austenite, bainitic ferrite and carbides, without martensite.

KEY WORDS: High Mn ductile iron, stepped austempering, mechanical properties.

1 INTRODUCCIÓN

La fundición nodular austemperada ha ganado un lugar importante dentro de los materiales que pueden ser utilizados para sustituir los aceros en fabricación de componentes para la industria automotriz, ferroviaria, agrícola y minera entre otros, debido a la buena combinación de propiedades mecánicas que posee como son: la energía al impacto, la ductilidad y la resistencia a la tracción.

El austemperado de la fundición nodular ocurre

en dos reacciones consecutivas: la primera consiste en la descomposición de la austenita metaestable en ferrita bainítica y austenita de alto carbono (γ_{AC}); la segunda reacción consiste en la desestabilización de la austenita de alto carbono en ferrita adicional y carburos. Las mejores propiedades se consiguen durante el período de tiempo que va desde el final de la primera reacción hasta el comienzo de la segunda reacción, llamado "ventana del proceso". Si el tiempo de austemperado es menor al necesario para completar la 1^a reacción, la austenita que no ha Enriquecido

lo suficiente en carbono transformará a martensita y si es mayor al del inicio de la 2^a reacción se formarán carburos, ambas fases van en detrimento de las propiedades mecánicas.

Las propiedades mecánicas obtenidas dependen, entre otros factores, de la temperatura de tratamiento isotérmico. A temperaturas superiores a 350°C la austenita que rodea las láminas de ferrita bainítica se enriquece en carbono y se estabiliza, formando una microestructura que permite obtener altos valores de ductilidad y tenacidad. A temperaturas inferiores a 350°C el producto microestructural obtenido es formado por austenita de alto carbono, ferrita bainítica y carburos; microestructura que produce alta resistencia a la tracción y alta dureza.

El proceso de austemperado, produce resultados satisfactorios en la fundición nodular no aleada. Cuando se le adicionan elementos aleantes, la cinética del austemperado y las propiedades mecánicas presentan variaciones que es necesario tener en cuenta (Gagne, 1985; Gagne and Guerin, 1987; Gagne et al., 1987; Rouns and Rundman, 1987; Schissler and Saverna, 1984; Sven and Stenford, 1985). El manganeso (Mn) es un elemento aleante que se le agrega a la fundición nodular para aumentar la templabilidad, evitando la formación de perlita durante el enfriamiento desde la temperatura de austenización a la de austemperado, al mover todo el diagrama continuo hacia la derecha. Cuando la cantidad de Mn es mayor a 0.3% se produce una fuerte segregación de ese elemento en la región intercelular. Con altos porcentajes de Mn (por encima de 0.3%), el austemperado sucede de forma diferente: la 2^a reacción se inicia en las células eutécticas cuando la 1^a reacción no ha terminado en las zonas intercelulares, este hecho cierra la ventana del proceso y las óptimas propiedades mecánicas no se consiguen ya que la matriz tiene una microestructura heterogénea con presencia de martensita y carburos (Rouns et al., 1986; Elliot and Bayati, 1995).

El ciclo de doble austemperado (Elliot and Bayati, 1997; Elliot and Nazarboland, 1997) consiste en austenizar el material por un tiempo que permita la homogenización de la matriz, después se pasa a un primer austemperado que consiste en un austemperado a temperatura superior a 350°C por un tiempo suficiente para completar la 1^a reacción en la célula eutéctica, este tiempo corresponde al máximo valor de la fracción volumétrica de austenita retenida en un austemperado convencional. Finalizado este tiempo se transfiere el material rápidamente a otro baño de sales a una temperatura del orden de 300°C lo que permite acelerar la 1^a reacción en las zonas intercelulares y retardar la 2^a reacción en las células eutécticas. Este ci-



Figura 1. Microestructuras de la muestra tratada $T_\gamma = 880^\circ\text{C}$, $t_\gamma = 120\text{min}$; $T_{A1} = 375^\circ\text{C}$, $t_{A1} = 100\text{min}$; $t_{A2} = 0.800\text{X}$ Ataque: Nital 5%, 500X

clo de doble austemperado produce una fundición con buenas propiedades mecánicas y con una microestructura conformada por austenita de alto carbono y ferrita bainítica en las células eutécticas y austenita de alto carbono, ferrita bainítica y carburos en las zonas intercelulares según los resultados obtenidos.

2 MATERIALES Y MÉTODOS

La composición de la fundición nodular estudiada fue Fe - 3.6%C - 2.8%Si y 0.6%Mn. El material fue vaciado en bloques en Y de 25mm según la norma ASTM A536-84 (American Society for Testing of Metals, 1994). De estos bloques se extrajeron las diferentes probetas para la realización del tratamiento térmico, realizando cortes transversales para controlar la diferencia en el tamaño del grafito.

Las muestras se austenizaron a una temperatura de $880 \pm 2^\circ\text{C}$ por un tiempo de dos horas. El primer austemperado fue realizado en un baño de sales a una temperatura de $370 \pm 5^\circ\text{C}$ con un tiempo de sostenimiento de 100 minutos. Finalizado este tiempo las probetas se transfirieron a otro baño de sales para el segundo austemperado a una temperatura de $300 \pm 5^\circ\text{C}$ con tiempos de sostenimiento de 0, 20, 120, 500, 720, 1075, 1800, 2880 minutos, posteriormente fueron enfriadas en agua agitada.

El seguimiento a las transformaciones fue realizado a través de propiedades mecánicas (dureza, energía al impacto y resistencia a la tracción), observación microscópica para estudiar el cambio microestructural y difracción de rayos X para medir la

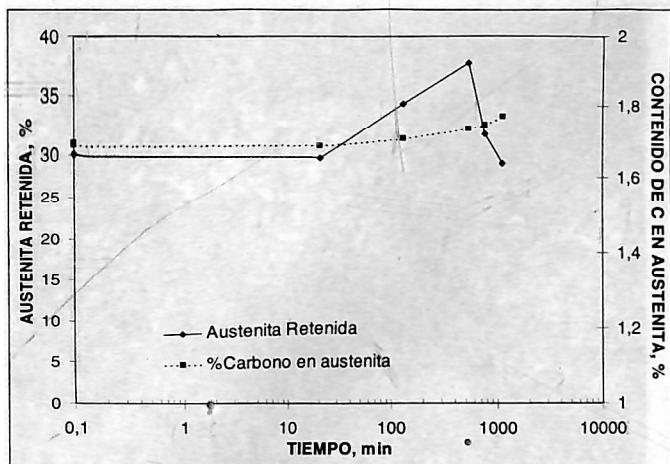


Figura 2. Variación de (X_γ), (C_γ) con el tiempo del segundo austemperado (880°C , 120 min; 370°C , 100 min; 300°C).

fracción de austenita retenida (X_γ) y el porcentaje de carbono en ésta (C_γ).

Para los ensayos de difracción se utilizó un difractómetro Philips PW-1830 de radiación monocromática $\text{Cu K}\alpha$ en 50kV y 30mA, el ángulo de barrido fue de 40° - 100° , el porcentaje de austenita retenida (X_γ) se realizó por medio del método de cuantificación directa [Herrera y Velez, por publicar] y el porcentaje de Carbono (C_γ) se determinó a partir de la siguiente ecuación (Cohen, 1962):

$$\%C_\gamma = \frac{a_\gamma - 3.548}{0.044}$$

donde a_γ es el parámetro de red de la austenita.

Las medidas de dureza se realizaron en escala Vickers con una carga de 62.5kg. Los ensayos de impacto Charpy se realizaron según la norma ASTM A897M, en probetas tipo A ($10 * 10 * 55\text{mm}$) no entalladas, usando un péndulo marca AMSLER con martillo de 15kg; para cada tiempo del segundo austemperado se ensayaron tres probetas de impacto a temperatura ambiente. Los ensayos de tracción se realizaron sobre probetas de diámetro 6 mm según norma ASTM E8 (American Society for Testing of Metals) y A897M a temperatura ambiente, utilizando una máquina universal marca WEB en escala de 5000 kg, ensayando una muestra para cada tiempo del doble austemperado.

3 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Microestructura y cinética del doble austemperado.

Después de finalizado el primer austemperado,

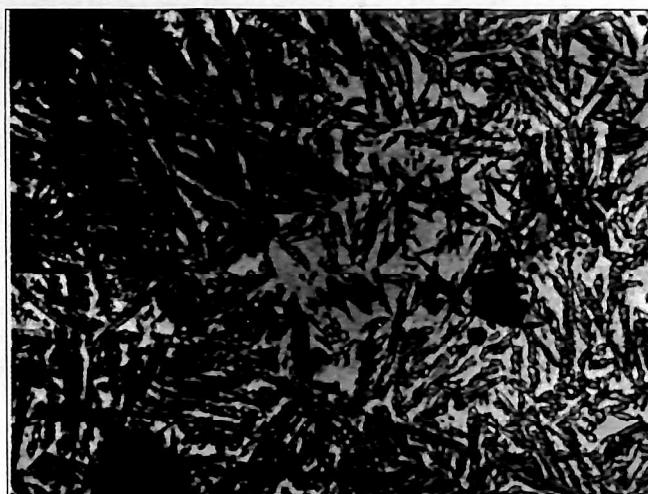


Figura 3. Microestructuras de la muestra tratada $T_\gamma = 880^\circ\text{C}$, $t_\gamma = 120$ min; $T_{A1} = 375^\circ\text{C}$, $t_{A1} = 100$ min; $T_{A2} = 300^\circ\text{C}$; $t_{A2} = 20$ min. Ataque: Nital 5% 500X

la microestructura de la célula eutéctica está compuesta por paquetes de agujas de ferrita bainítica, austenita de alto carbono y austenita en bloque. Las zonas intercelulares y los centros de los bloques de austenita presentan una microestructura formada por austenita de bajo porcentaje de carbono que a temperatura ambiente transforman a martensita como se ve en la Figura 1. La microestructura de partida para el segundo austemperado se compone de austenita retenida, ferrita y austenita de bajo porcentaje de carbono.

La Figura 2 muestra la variación de la austenita retenida (X_γ) con el tiempo del segundo austemperado. En la matriz se encuentran varios tipos de austenita, los cuales presentan una respuesta diferente al segundo austemperado.

La austenita presente en las células eutéticas tiene alto porcentaje de carbono, lo que la hace estable térmica y mecánicamente; esta fase con alto carbono no sufre transformaciones para tiempos tempranos del segundo austemperado. En la microestructura también se encuentra austenita que no se ha enriquecido en carbono lo suficiente para alcanzar estabilidad térmica y mecánica, denominada austenita no reaccionada, y que en el inicio del segundo austemperado transforma a austenita de alto carbono y ferrita bainítica disminuyendo la fracción volumétrica de austenita de esa fase. Finalmente la austenita que es baja en carbono, que transforma a martensita a temperatura ambiente, es inestable en el segundo austemperado para tiempos tempranos, se estabiliza y enriquece en carbono, incrementando X_γ a medida que el tiempo avanza.

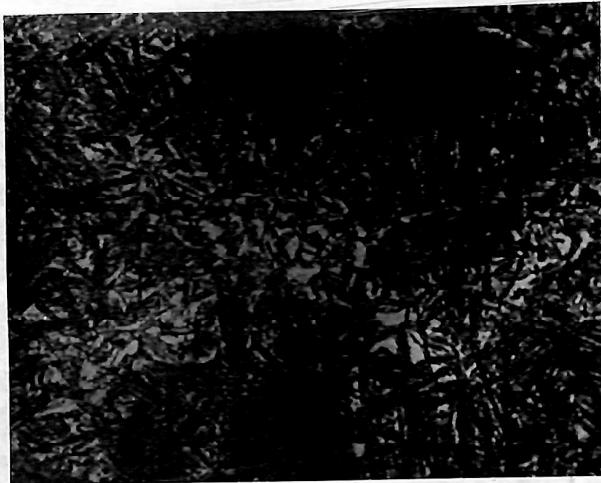


Figura 4. Microestructuras de la muestra tratada $T_\gamma = 880^\circ\text{C}$, $t_\gamma = 120$ min; $T_{A1} = 375^\circ\text{C}$, $t_{A1} = 100$ min; $T_{A2} = 300^\circ\text{C}$; $t_{A2} = 500$ min. Ataque: Nital 5% 500X

En el segundo austemperado, la microestructura de las células eutécticas se mantiene estable al disminuir la temperatura debido al alto porcentaje de carbono que contiene la austenita y a la baja rata de difusión de carbono en esas temperaturas, lo que retarda el inicio de la 2^a reacción en estas zonas.

En los bloques de austenita y en las zonas intercelulares, donde la 1^a reacción no se ha iniciado al finalizar el primer austemperado, se produce un aumento de la fuerza motriz para la transformación de la austenita al realizar el segundo austemperado. Como resultado, se inicia la 1^a reacción en esas regiones, produciéndose una estructura de agujas finas de ferrita bainítica, densamente distribuidas dejando poco espacio a la austenita de alto carbono, como se ilustra en las Figuras 3 y 4.

Durante el segundo austemperado la transformación avanza en las zonas intercelulares y en los centros de los bloques de austenita donde se inició la primera reacción, produciendo un aumento en la austenita retenida y en el porcentaje de carbono de ésta (Figura 2).

Para tiempos mayores a 500 minutos, la austenita de alto porcentaje de carbono de las células eutécticas comienza a transformarse en carburos y ferrita lo que disminuye X_γ , indicando el inicio de la 2^a reacción en estas zonas (Figura 2). Esta transformación sólo se evidencia en la microestructura después de 1800 minutos, donde las agujas que se encuentran en las células eutécticas han comenzado a descomponerse y a mostrar un tamaño más fino (Figura 5), mientras que en las zonas intercelulares la microestructura no ha sufrido ningún cambio.

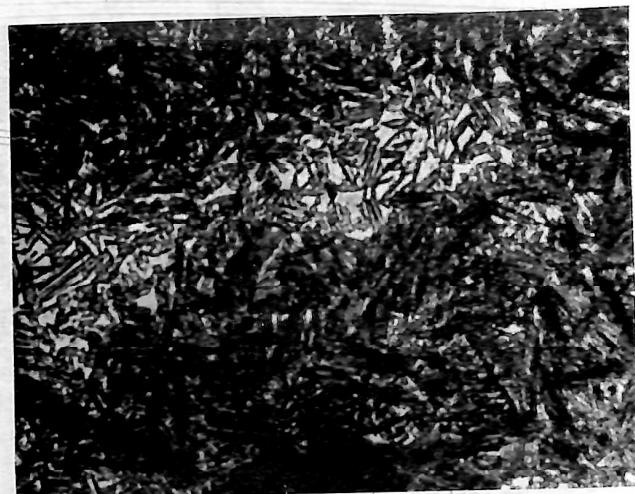


Figura 5. Microestructuras de la muestra tratada $T_\gamma = 880^\circ\text{C}$, $t_\gamma = 120$ min; $T_{A1} = 375^\circ\text{C}$, $t_{A1} = 100$ min; $T_{A2} = 300^\circ\text{C}$; $t_{A2} = 1800$ min. Ataque: Nital 5% 500X.

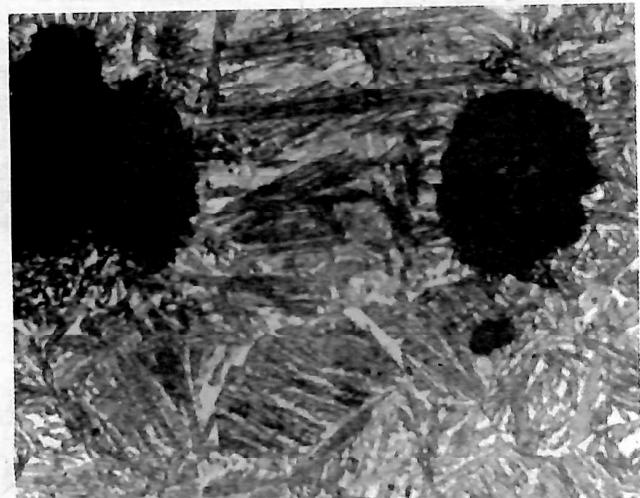


Figura 6. Microestructuras de la muestra tratada $T_\gamma = 880^\circ\text{C}$, $t_\gamma = 120$ min; $T_{A1} = 375^\circ\text{C}$, $t_{A1} = 100$ min; $T_{A2} = 300^\circ\text{C}$; $t_{A2} = 2880$ min. Ataque: Nital 5% 500X

Después de 2880 minutos los paquetes de agujas de ferrita en las células eutécticas que eran muy claros para tiempos bajos han disminuido, viéndose una microestructura más fina y desordenada. Para este tiempo la ferrita bainítica y la austenita de alto carbono cercanas a los nódulos se están descomponiendo, viéndose una formación de carburos y en algunas zonas se está comenzando a dar un proceso de ferritización (Figura 6) que se sometieron al ciclo de doble austemperado se muestran en la Tabla 1.

En la Figura 7 se muestran los valores de dureza

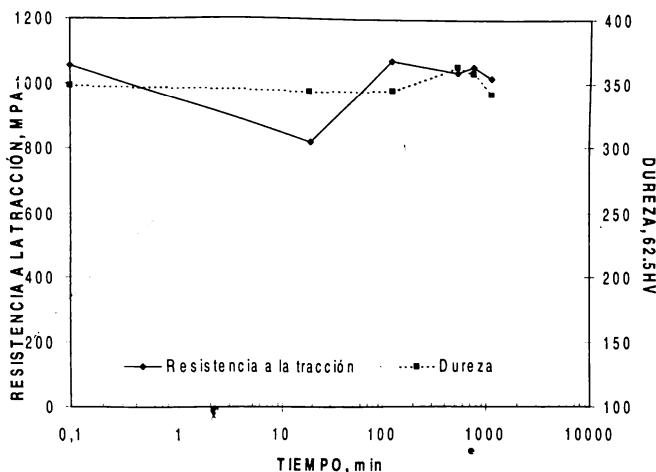


Figura 7. Dureza en función del tiempo del segundo austemperado para el ciclo de doble austemperado definitivo.

y de resistencia a la tracción medidos para diferentes tiempos durante el segundo austemperado. Es difícil asociar los posibles cambios microestructurales con la dureza del material, pues esta medida es el resultado de las proporciones de las fases presentes, austenita retenida, ferrita bainítica, carburos y martensita, en la microestructura para cada tiempo de tratamiento. Además, no sólo las fases sino también la diferencia de microestructuras entre las zonas eutécticas y las zonas intercelulares influyen en estos resultados.

Los menores valores de resistencia a la tracción obtenidos en tiempos menores a 100 minutos pueden atribuirse a la presencia de martensita en la región intercelular y en los centros de los bloques de austenita; después de este tiempo la martensita desaparece casi por completo y se obtiene una microestructura de ferrita bainítica, carburos y austenita retenida que estabiliza esta propiedad.

La Figura 8 muestra la variación de la energía al impacto y la elongación con el tiempo del segundo austemperado. Se observa que la energía al impacto incrementa hasta 120 minutos debido a las transformaciones que ocurren en la región intercelular y en los bloques de austenita. A partir de este tiempo, la energía absorbida en el ensayo de impacto disminuye, lo que puede atribuirse a la presencia de carburos producto del inicio de la 2^a reacción en las células eutécticas, lo cual es confirmado por la caída de la austenita de alto carbono después de 500 minutos (Figura 2).

La elongación presenta un comportamiento similar al de energía al impacto, alcanzando un máximo en 120 minutos que permanece aproximadamente constante hasta 720 minutos. Después de 720 minutos ésta

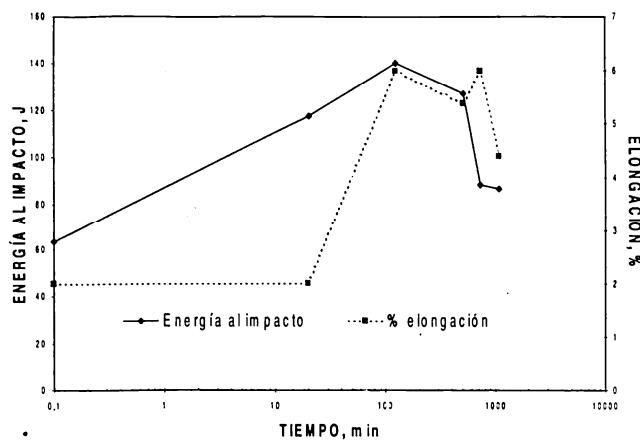


Figura 8. Variación de la energía absorbida en el ensayo de impacto y el porcentaje de elongación con el tiempo del segundo austemperado. (880°C, 120 min; 370°C, 100 min; 300°C, 100 min)

disminuye debido a que en las células eutécticas, posiblemente, se está dando la 2^a reacción.

Tabla 1. Propiedades mecánicas de la fundición nodular sometida a doble austemperado

T : TIEMPO, min.

D : DUREZA, 62.5HV.

En : ENERGÍA AL IMPACTO, J.

El : ELONGACIÓN, %.

R : RESISTENCIA A LA TRACCIÓN, kg/mm²

T	D	En	El	R
1	353	63	2	108
20	344	118	2	84
120	341	140	6	110
500	364	127	5.4	106
720	359	89	6	108
1075	343	87	4.4	104

Es importante confrontar las propiedades mecánicas obtenidas en este trabajo con las especificaciones dadas por la ASTM para fundición nodular austemperada (Norma ASTM A897M-90). Las Figuras 9 y 10 muestran la relación de la resistencia a la tracción con la energía al impacto y la elongación respectivamente construidas con los valores de dicha norma. La fundición nodular de alto Mn, estudiada en este trabajo, austemperada a 370°C durante 100 min mostró un desempeño por debajo de la norma, mientras que el tratamiento de doble austemperado a 300°C entre 120

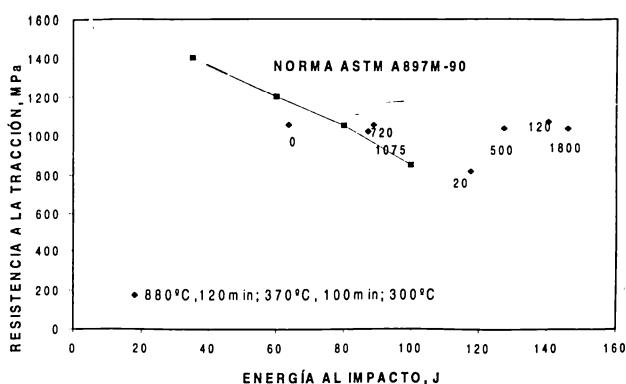


Figura 9. Variación de la resistencia a la tracción con la energía absorbida en el ensayo impacto.

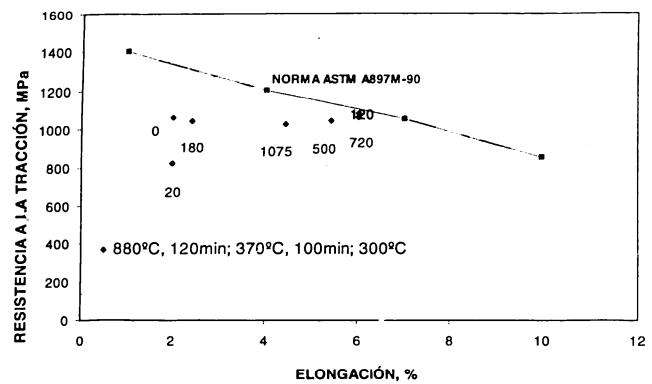


Figura 10. Variación de la resistencia a la tracción con la elongación.

4 CONCLUSIONES

El presente trabajo, realizado con una fundición nodular de 0.6% de Mn, sometida a un ciclo de doble austemperado, consistente en un austemperado a 370°C por 100 minutos seguido de un segundo austemperado a 300°C para diferentes tiempos, permite afirmar:

- El ciclo de doble austemperado abre la ventana del proceso en un intervalo de tiempo entre 120 y 500 minutos, mejorando la energía al impacto y la ductilidad del material.
- La cantidad de austenita retenida y el porcentaje de carbono en ésta están directamente relacionados con el mejoramiento de la energía al impacto y la ductilidad.
- El ciclo de doble austemperado permite abrir la ventana del proceso en fundiciones nodulares aleadas con Mn, permitiendo conseguir buenas propiedades mecánicas sin sacrificar la austemperabilidad que da el Mn.
- La energía al impacto se mejora sobreponiendo los valores de la norma ASTM A897M - 90, mientras que la elongación no alcanza a sobreponer estos valores pero si mejora con respecto a un simple austemperado para una fundición aleada con Mn.
- El mejor tiempo para lograr las propiedades mecánicas óptimas es de 120 minutos, el cual se puede considerar como un tiempo aceptable para ser aplicado en procesos industriales donde se requiera una fundición nodular que combine austemperabilidad con buenas propiedades mecánicas.

y 500 min produce una mejora de ambas propiedades, como se puede observar en las figuras mencionadas.

Con el doble austemperado se obtiene una energía al impacto que sobrepasa considerablemente los valores de la norma. Para un valor de resistencia a la tracción de 1100 MPa, por ejemplo, la energía al impacto que exige la norma es de 80J y la que se obtiene con 120 minutos de doble austemperado es de 140J sin caída de la resistencia a la tracción. Mientras que en la elongación aunque no supera la norma, para tiempos entre 120 y 720 los valores que se obtienen están muy cerca de ésta.

La mejoría de las propiedades mecánicas, el incremento del carbono en la austenita y el mantenimiento de la fracción de austenita estabilizada indican que la ventana del proceso es abierta para el material investigado dentro del intervalo de tiempo, 120 - 500 minutos. La microestructura obtenida dentro de estos tiempos está constituida por austenita de alto porcentaje de carbono y ferrita en las celdas eutéticas y de ferrita, carburos y austenita de alto porcentaje de carbono en las zonas intercelulares y en los centros de los bloques de austenita.

Para un ciclo de doble austemperado los cambios microestructurales están fuertemente relacionados con las propiedades mecánicas, es así como en el intervalo de tiempo donde la austenita retenida y el porcentaje de carbono en ésta son máximos se consiguen las mejores propiedades mecánicas. Algunos autores relacionan la optimización de las propiedades mecánicas únicamente con la cantidad de austenita estabilizada, pero en esta investigación al igual que en otras, se muestra que el porcentaje de carbono en la austenita también influye debido a su efecto en la estabilidad mecánica de esa fase.

REFERENCIAS

- American Society for Testing of Metals (ASTM). ASTM A536-84 (93), *Standard specification for ductile iron castings*. Annual Book of ASTM Standards, v. 01.02, p. 296 - 300. 1994.
- American Society for Testing of Metals (ASTM). ASTM E8M- 94a, *Standar test methods for tension testing of metallic materials*. Annual Book of ASTM Standars ASTM, v. 03.01., P. 81 - 100, 1994.
- Cohen, M. *The strengthening of steel*. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v.224, p.638 - 657, august 1962.
- Elliott, R. and Bayati, H. *Austempering process in high manganese alloyed ductile cast iron*. Materials Science and Technology, v.11, feb. 1995, p. 118 - 129.
- Elliott, R. and Bayati, H. *Stepped austempering heat treatment of 0.67% Mn-Mo-Cu ductile iron*. Materials Science and Technology, v.13, feb. 1997, p. 117 - 124.
- Elliott, R. and Nazarboland, A. *Influence of heat treatment parameters on stepped austempering of 0.37% Mn-Mo-Cu ductile iron*. Materials Science and Technology, v.13, p. 223 - 232, marzo 1997..
- Gagne, M. *The influence of Manganese and Silicon on the microstructure and tensile properties of austempered ductile iron*. AFS Transactions, v.133, p. 801 - 811, 1985
- Gagne, M. and Guerin, L. *Effect of Mn, Cu and Sn on the microstructure and properties of ductile iron castings*. The Foundryman, p. 336 - 344, agosto - sept. 1987.
- Gagne, M., Viau, R. and Thibau, R. *CuNi alloyed austempered ductile irons*. AFS Transactions, v.77, 1987, p. 171 - 178.
- Herrera, C. y Velez, J. M. Datos no publicados.
- Rouns, T.N and Rundman, K. B. *Constitution of austempered ductile iron and kinetics of austempering*. AFS Transactions, v.116, p. 851 - 874, 1987.
- Schissler, J.M. and Saverna, J. *Segregations effects on the formation of austempered ductile iron*. The 1st International Conference on Austempered Ductile Iron: Your means to improved performance, productivity and cost. p. 71 - 82.
- Sven and Stenford, E. *The effect of alloying elements on the bainite transformation in ductile iron*. Mat. Res. Soc. Symp. Proc., v. 34, p. 423 - 432, 1985.