

Ventana óptima de un hierro dúctil austemperizado con aleantes carburizadores Ductile Iron's window process with alloying carburizers

C.Y. Becerra-Mayorga ^{a,*}, M. Vargas-Ramírez ^a, A. Cruz-Ramírez ^b, J. García-Serrano ^a, E. Colin-García ^c

^aÁrea Académica de Ciencias de la Tierra y Materiales, Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo, 42184, Pachuca Hidalgo, México.

^bUnidad Profesional Interdisciplinaria de Ingeniería Campus Hidalgo, Instituto Politécnico Nacional, 42162, Pachuca, Hidalgo, México.

^cESIQIE, Instituto Politécnico Nacional, 07738, Ciudad de México, México.

Resumen

En este trabajo se llevaron a cabo tratamientos térmicos de austemperizado a un hierro dúctil con 0.45 % Cr y 0.2 %V para determinar la ventana óptima de proceso. El hierro dúctil se austenizó a 900 °C durante 60 min; posteriormente se austemperizó a 285 °C por diferentes tiempos entre 15 a 90 minutos.

Durante el tratamiento térmico se obtienen dos fases conocidas como ferrita acicular y austenita con alto contenido de carbono, esta última fase se cuantifica con rayos X. El valor más elevado de austenita (35%) se obtuvo en la muestra tratada a 60 minutos; mientras que el menor (21.7%) se obtuvo a los 15 minutos. Adicionalmente, se evaluó la dureza de las muestras. El mayor valor de dureza (59.9 HRC) se obtuvo en la muestra tratada a 30 minutos; mientras que la dureza más baja (53.9 HRC) se obtuvo a los 90 minutos. Evaluando los datos la ventana del proceso se encuentra entre 60 y 90 minutos.

Palabras Clave: Hierro dúctil austemperizado, Austenita retenida con alto contenido de carbono, austemperizado, ferrita, ausferrita.

Abstract

In this work, we did different austempering's heat treatments in a ductile iron alloyed with 0.45% Cr and 0.2% V to determinate the window process. The ductile iron was treated in a temperature of 900°C in 60 minutes; after that it moved to another oven with times between 15 to 90 minutes and a temperature of 285°C.

In this heat treatment we get two known phases called acicular ferrite and austenite with a major part of carbon. The last phase is analyzed using X-rays's diffraction in the samples treated in different times. Austenite's major value was obtained in 60 minutes with a percentage of 35%; meanwhile the minor value was obtained in 15 minutes with 21.7%. Additionally, the samples were evaluated in hardness test. The hardness 'highest value was obtained in 30 minutes (59.9 HRC) and the lowest value was obtained in 90 minutes (53.9 HRC). According with the test was determinate the window process between 60 and 90 minutes.

Keywords: Austempered ductile iron, high carbon austenite, austempering, ferrite, ausferrite.

1. Introducción

El hierro dúctil presenta el grafito en forma de esferas (nódulos), al igual que el hierro gris el grafito eutéctico del hierro fundido durante la solidificación. La diferencia es que debido a la adición de elementos nodulizantes como el magnesio o cesio, el grafito crece en nódulos en lugar de hojuelas o cualquier morfología del hierro gris (Handbook, 1990).

La matriz del hierro dúctil puede ser ferrítica, perlítica o normalmente una combinación de ferrita y perlita, altos grados de ductilidad presentan matriz ferrítica, grados de alta resistencia tiene una matriz perlítica, para obtener óptimas propiedades de la aleación se recomienda una matriz perlítica ferrítica (Cemal *et al.*, 2005).

En la figura 1 se observa la microestructura con un ataque metalográfico donde se puede visualizar una matriz ferrítico perlítica.

*Autor para la correspondencia: be260308@uaeh.edu.mx

Correo electrónico: be260308@uaeh.edu.mx (César Yeshua Becerra-Mayorga), marissav@uaeh.edu.mx (Marissa Vargas-Ramírez), alex73ipn@gmail.com (Alejandro Cruz-Ramírez), jserrano@uaeh.edu.mx (Jesús García-Serrano), metalurgista.eduardo@hotmail.com (Eduardo Colin-García).

Historial del manuscrito: recibido el 23/09/2022, última versión-revisada recibida el 23/11/2022, aceptado el 24/11/2022, publicado el 12/12/2022. **DOI:** <https://doi.org/10.29057/icbi.v10iEspecial7.9823>



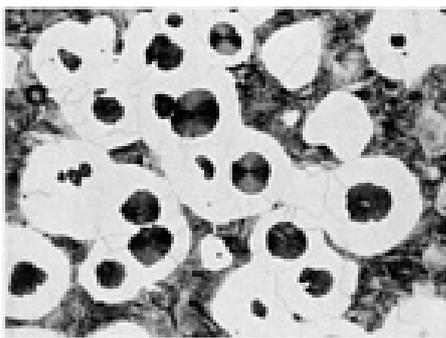


Figura 1: Microestructura hierro dúctil

Este tipo de hierros posee mayor resistencia a la tensión que los hierros grises, resistencia al desgaste y dureza similares, poseen alta resistencia al impacto térmico además de una mayor maquinabilidad (Alagarsamy, 2014).

El austemperizado fue desarrollado por Davenport y Bain en la década de 1930, su producto era una microestructura llamada Bainita en honor a Bain, este tratamiento involucra una austenización del material, temple y una transformación isotérmica (austempering) durante un determinado tiempo en la región de bainita.

El proceso de obtención de un hierro dúctil austemperizado es controlado e ilustrado esquemáticamente en la figura 3.

El tratamiento térmico está compuesto por dos fases controladas llamadas austenización y austemperizado (Nasir, 2011).

En la década de 1950 fue desarrollado el hierro nodular el cual posee una matriz muy similar a los aceros, pero el tratamiento térmico de austemperizado fue aplicado a nivel industrial en el hierro nodular hasta 1972 cuando fueron desarrollados sistemas más eficientes para su aplicación, en la década de los 90's fueron desarrollados los estándares de la ASTM para el hierro nodular austemperizado y fue introducido el término ausferrita para denominar la microestructura de la matriz de hierro nodular austemperizado (Hayrynen, 2002). En la figura 2 se aprecia una microestructura típica de un hierro dúctil austemperizado.

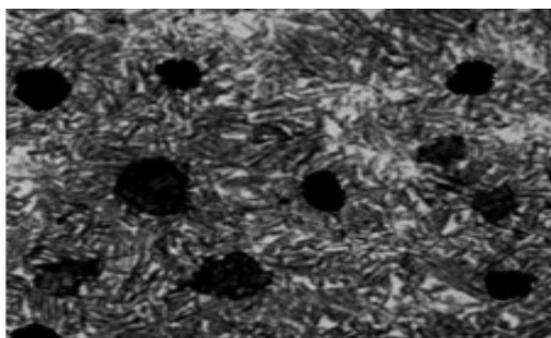


Figura 2: Microestructura hierro dúctil austemperizado.

En la figura 3 se observa como el segmento $\overline{12}$ representa el calentamiento desde la temperatura 1 hasta la temperatura

2 (temperatura de austenización) donde se mantiene la pieza por un tiempo representado por el segmento $\overline{23}$. Alcanzada la austenización en el tiempo 3, en este punto comienza el enfriamiento representado por el segmento $\overline{34}$, este descenso de la temperatura se mantiene en la temperatura D que trabaja en los rangos de temperatura de 230°C - 400°C por un tiempo marcado por el segmento $\overline{45}$. El segmento $\overline{56}$ representa el enfriamiento a temperatura ambiente desde la temperatura de austemperizado.

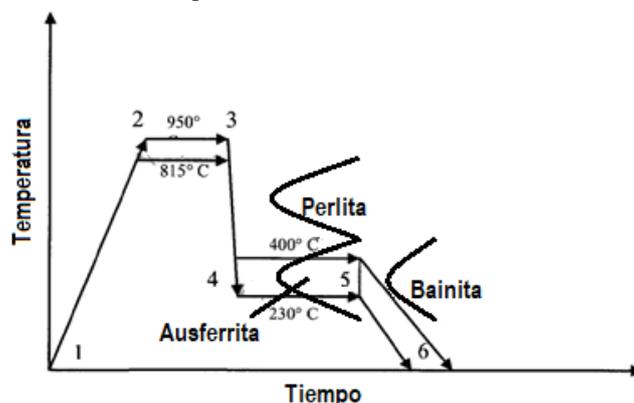


Figura 3: Diagrama de tratamiento de austemperizado

Para producir un HDA con alta resistencia y mejor resistencia al desgaste pero una baja tenacidad y elongación, temperaturas por debajo de 350°C deben ser ocupadas (Sheikh, 2019), la cual ocasionará la aparición de ferrita acicular fina en mayor volumen, como se muestra en la figura 4 (Abioye et al., 2017).

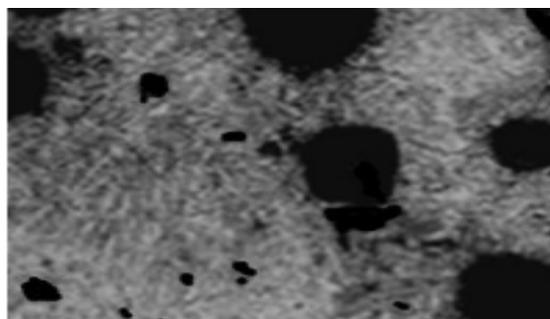
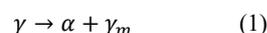


Figura 4: Microestructura HDA con ferrita acicular fina.

Es necesario comprender el proceso de transformación de un hierro dúctil a un HDA durante el tratamiento térmico para establecer los parámetros requeridos para controlar el proceso y obtener las propiedades establecidas durante el austemperizado. La transformación isotérmica, en el intervalo de temperatura del austemperizado se lleva a cabo en dos etapas (Prada & Putatunda, 2003), (Yescas & Bhadeshia).

La primer etapa consiste en la transformación de austenita inestable en ferrita acicular y austenita retenida con alto contenido de carbono la cual se aprecia en la ecuación 1 (Swain et al., 2012).



Si el tiempo de austemperizado aumenta, termina la primer etapa de austemperizado dando origen a la segunda

etapa donde ocurre la transformación de la austenita con alto contenido de carbono en ferrita bainítica y carburos de hierros del tipo Fe_3C o del tipo ϵ , como se muestra en la ecuación 2; esta etapa no es deseada en el proceso debido a que perjudica las propiedades mecánicas relacionadas con la ductilidad del material (Pereloma & Anderson, 2006).



Dónde:

γ : Austenita homogénea.

γ_m : Austenita metaestable con alto contenido de carbono.

α : Ferrita sobresaturada con carbono.

α' : Ferrita.

α' +carburos: Bainita superior o inferior.

El producto resultante de la etapa I está constituida por una mezcla de ferrita acicular (α) y austenita con alto porcentaje de carbono (γ_m). A esta mezcla se le designa como ausferrita.

Al periodo de tiempo en el que no ocurre transformación de la austenita rica en carbono en ferrita y carburos, se le conoce como ventana óptima del austemperizado. De manera esquemática es el intervalo de tiempo en el que el volumen de austenita retenida rica en carbono alcanza un máximo, esto es de suma importancia ya que en este punto se obtiene propiedades mecánicas óptimas, de manera particular la ductilidad (Gazda, 2010).

Se ha observado que en las regiones intercelulares, donde existe mayor segregación de los elementos de aleación, la velocidad de la etapa I de la reacción es menor, este retraso ocasiona que con tiempos muy cortos de austemperizado no se permita una suficiente estabilización del carbono en la austenita (Ahmadabadi *et al.*, 1999). En estas regiones se forman lagunas de austenita marginalmente estable, al enfriar a temperatura ambiente, se transforman parcial o totalmente en martensita (Hernández *et al.*, 2011) como se muestra en la figura 5.

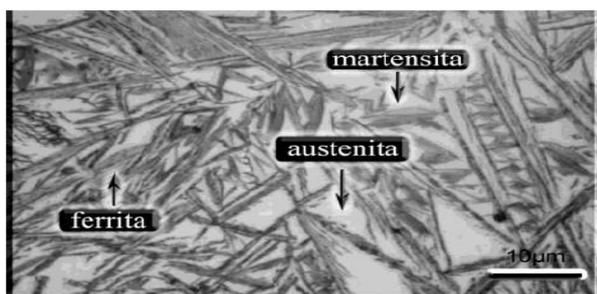


Figura 5. Fases de austenita, ferrita y martensita.

La ventana del proceso es determinada por algunos autores (Miller, 1964) utilizando diferentes métodos de caracterización de materiales tal como la difracción de Rayos X.

Los elementos de aleación tienen gran impacto en las propiedades mecánicas, microestructura y en los valores críticos del proceso, solo se debe ocupar la mínima cantidad requerida de lo contrario puede alterar la calidad del hierro

dúctil austemperizado. En el caso de los elementos trabajados en el presente trabajo de investigación se tiene al vanadio y al cromo.

En caso del vanadio, este elemento incrementa la perlita en hierros dúctiles y remueve la cantidad de nódulos y la nodularidad del grafito. Además incrementa la resistencia y la dureza del hierro dúctil. Es un formador de carburos en especial con porcentajes mayores de 0.15%. No hay documentación que evidencie la cinética del austemperizado pero si hay efecto en las propiedades mecánicas (Dawson & Sage, 1989), (Rezvani *et al.*, 1997).

Cromo es un elemento que promueve la resistencia a la corrosión, es un estabilizador de ferrita y se disuelve en la matriz ferrítica lo que permitirá una mejora en la resistencia y dureza. Es un formador de carburos y segrega en los límites de granos eutécticos durante la solidificación.

Este elemento aumenta la velocidad de la primer fase de reacción por lo tanto la ventana del proceso se presenta de manera temprana. También causa que la segunda fase de reacción comience de manera anticipada (Rao & Putatunda, 2003b).

Un estudio (Rao & Putatunda, 1997a) revela que para un 0.2% de Cr en un HDA a una temperatura de austemperizado de 350°C la ventana del proceso es de 180 a 200 minutos, al incrementar el Cr a 0.4% la ventana de proceso fue de 60-120 minutos para que finalmente con un peso e 0.6% el rango de la ventana de proceso fue de 15-60 minutos.

2. Metodología y proceso

2.1 Obtención del hierro dúctil

La composición del hierro dúctil trabajado se muestra en la tabla 1, la cual cumple los estándares aplicados a la producción de hierro dúctil, dicha composición química fue analizado en un espectrómetro de emisión de chispa marca OBLF Gesellschaft für Elektronik und Feinwerktechnik mbH, los datos reportados son resultado de la media aritmética de tres mediciones por cada elemento presente en el hierro dúctil.

Tabla 1. Composición química HD

Composición química (%)									
C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Cr	V	
3.58	2.49	0.9	0.016	0.012	0.04	0.11	0.45	0.2	

2.2 Tratamiento térmico austemperizado

El árbol de levas se seccionó con una cortadora metalográfica, adicionando líquido refrigerante en todo momento para no alterar las fases del hierro dúctil.

El tratamiento térmico de austemperizado se hace en dos segmentos; primero el austenitizado se realiza en una mufla marca Barnstead/thermolyne, acorde al ciclo del tratamiento térmico mostrado en la figura 6. Las muestras fueron llevadas a una temperatura de 900°C por un periodo de 60 minutos, posteriormente las muestras fueron rápidamente transferidas para evitar la formación de perlita a un segundo horno en este caso de resistencias la cual contenía en su interior un crisol con una mezcla de sales ternarias fundidas con 50% KNO₃ y 50% NaNO₃ a una temperatura de 285°C el tiempo de permanencia de la muestras fue de 15, 30, 60 y 90 minutos, para finalizar el ciclo del tratamiento las piezas fueron retiradas del crisol y enfriada en agua sin que esto afecte las fases microestructurales, el ciclo de tratamiento térmico se representa en la figura 6.

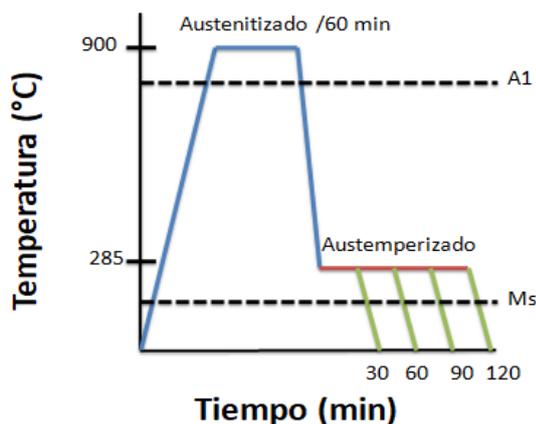


Figura 6. Diagrama de proceso de austemperizado.

2.3 Análisis microestructural

Para el examen metalográfico primero se desbastan las piezas con lijas, las cuales van de un tamaño de grano de 50, 100, 150, 200, 300, 500, 600, 1000, 1500 y 2000, posteriormente se pulen las muestras con alúmina de 20 µm, para finalmente tomar tres opciones diferentes de ataque metalográfico. Con fines del estudio de nódulos tales como nodularidad (%), tamaño de nódulo (µm) y conteo nodular (nódulos/mm²) se observa la muestra en estado de pulido. Para la nodularidad se emplea la norma ASTM A247 que se muestra en la ecuación 3 (ASTM,2019).

$$\%Nod = \left[\frac{\text{Área}_{\text{partículas aceptadas}}}{\text{Área}_{\text{partículas aceptadas}} + \text{partículas no aceptadas}} \right] * 100 \quad (3)$$

Partículas con un diámetro menor de 10 µm no fueron incluidas para el conteo nodular ni el tamaño de partícula; para el ataque metalográfico se empleó nital al 2, 4 y 5% para el revelado de fases de austenita, ferrita y perlita, además de persulfato de amonio al 10% calentado a una

temperatura de 80°C para el revelado de carburos, Las micrografías fueron obtenidas en un microscopio óptico metalográfico marca Nikon h550I; Para la cuantificación de fases en la matriz metálica y estudio de los nódulos presentes se ocupa el analizador de imágenes image J. Los datos obtenidos del examen metalográfico son el promedio de 5 mediciones en 5 regiones distintas de la matriz metálica.

2.4 Ensayo de dureza

Para el ensayo de dureza se lleva a cabo en una máquina universal marca Bühler con un indentador de diamante aplicando una fuerza de 150 kgf, acorde a los parámetros trabajados se obtiene una dureza en la escala Rockwell C, los resultados obtenidos son producto de 10 mediciones por probeta en 10 zonas distintas del material.

2.5 Difracción de rayos X

Las fases microestructurales obtenidas se analizan mediante la técnica de difracción de rayos X, usando un equipo marca Inel modelo equinox 200 con radiación monocromática Co K_{α1}, trabajando una detección simultánea en rango 2 theta de 0-110° con un tiempo de exposición de 30 minutos.

Los procedimientos empleados para la cuantificación del volumen de la austenita con alto contenido de carbono fueron acorde a la ecuación 4, de la cual se obtienen las intensidades de las fases de ferrita (α) y austenita (γ) de las ecuaciones 5 y 6.

$$Y_{HC} = \frac{1.4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}} \quad (4)$$

$$I_{\gamma} = \frac{I_{\gamma 220} + I_{\gamma 311}}{2} \quad (5)$$

$$I_{\alpha} = I_{\alpha 211} \quad (6)$$

3. Resultados y discusión

3.1 Caracterización hierro dúctil

La caracterización metalográfica del hierro dúctil fue realizada en tres partes, la primera consta de un pulido de las muestras para revelar nódulos de grafito, en la segunda se realiza un ataque con nital para exhibir la matriz metálica en las cuales se contiene perlita acompañada de ferrita con carburos, para la última parte se trabaja con persulfato de amonio para revelar los carburos metálicos incrustados en la matriz, los resultados se muestran en la figura 7.

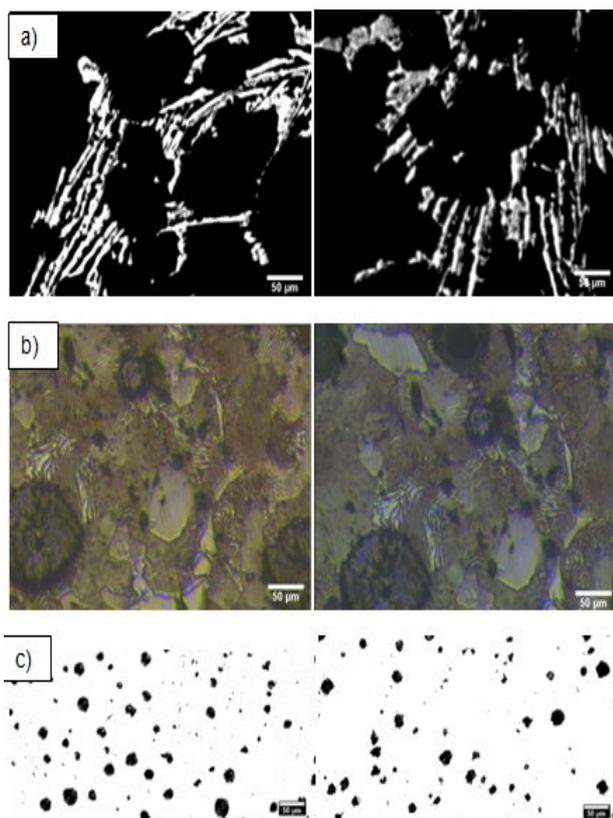


Figura 7. Microestructura HD a) carburos b) Perlita y ferrita c) Nódulos de grafito.

En la tabla 2 se muestran el porcentaje de fase y datos nodulares, los resultados mostrados son el promedio de 5 zonas del hierro dúctil. Se observa una mayor presencia de perlita y ferrita acompañada de carburos en cuestión del conteo nodular se observa una cantidad menor a los valores establecidos del hierro dúctil esto se debe a la adición de vanadio que es un elemento que inhibe la formación de nódulos.

Tabla 2. Características microestructurales y nodulares.

Características	Hierro dúctil
Conteo nodular (nod/mm ²)	218
Tamaño de nódulo (μm)	37.34
Nodularidad (%)	74.39
Perlita (%)	53.63
Ferrita (%)	29.62
Carburos (%)	10.16
Nódulos (%)	6.59

3.2 Caracterización microestructural hierro dúctil austemperizado

Los tiempos de permanencia de las probetas en el horno de sales fueron de 15 a 90 minutos trabajados a una temperatura de 285°, se evalúan las 4 microestructuras de los HDA producidos y la evolución que tienen en función de las fases constituyentes presentes en la figura 8 se observan las microestructuras de los tratamientos térmicos se observa que con el tratamiento se disuelve la perlita y ferrita formadas en el hierro dúctil dando paso a la austenita la que a su vez se observa que se va transformando en ausferrita, en cuestión de los carburos obtenido del hierro dúctil no se observa un

cambio significativo en el porcentaje lo que se traduce a que el tratamiento térmico no es suficiente para disolver los mismos. Este comportamiento se ha reportado para hierros dúctiles austemperizados aleados con cromo, esto se debe a la alta estabilidad termodinámica que proporciona el cromo a los carburos (Laino *et al.*, 2008).

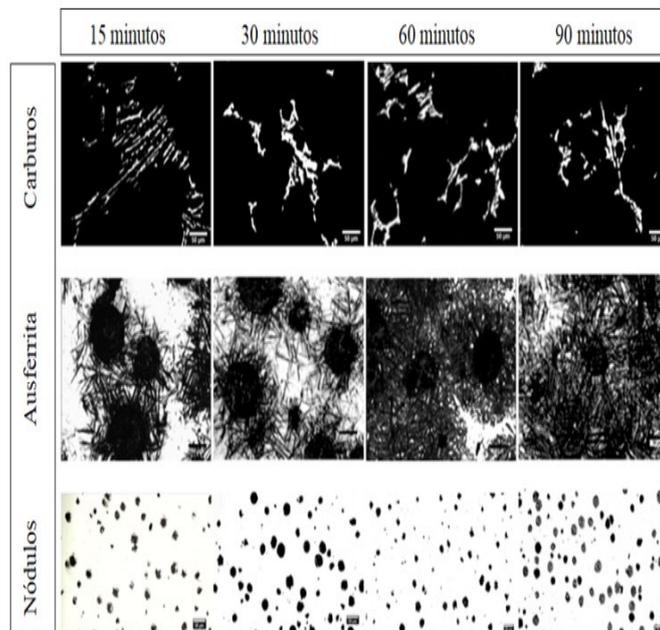


Figura 8. Microestructuras HDA de 15 a 90 minutos

En la tabla 3 se observa la evolución de la ausferrita en función del decrecimiento de la austenita metaestable para los carburos y nódulos no se observa una variación significativa.

Tabla 3. Porcentajes de fase HDA

Fase/tiempo	15 min	30 min	60 min	90 min
Austenita (%)	51	44.1	27.23	24.14
Ferrita acicular (%)	40.12	45.59	63.42	65.67
Carburos (%)	4.07	4.48	4.70	4.62
Nódulos (%)	4.76	5.83	4.65	5.57

En función de los cambios de fase se observa que a tiempos de 15 a 30 minutos la cantidad de austenita inestable presenta una mayor presencia en cuanto al porcentaje de fase y se observa una menor cantidad de ausferrita, cuando la temperatura incremento a los 60 minutos se da la mayor transformación de austenita inestable a la fase ausferrita esto debido a que la fase de austenita inestable tiene mayor tiempo para nuclear y permitir el crecimiento de la fase ausferrítica. Durante el lapso de 30 a 60 minutos se obtiene el primer paso de la reacción de austemperizado, en el tiempo de austemperizado de 90 minutos la microestructura está compuesta por ausferrita con una menor fracción de carburos, en caso de aumentar el tiempo de permanencia de las probetas a los 120 minutos se propiciara el inicio de la segunda etapa de la reacción de austemperizado en la que se obtiene carburos precipitados acompañado de ausferrita, en la tabla 3 se observa los valores de las fases presentes así como el valor de austenita retenida con alto contenido de

carbonos, este último se obtiene mediante la difracción de rayos X, indexando las fases de ferrita y austenita que se encuentran en los difractogramas valores mostrados en la figura 9.

3.3 Difracción de rayos-X

Los patrones de difracción de rayos X del hierro dúctil y de los hierros dúctiles austemperizados se muestran en la figura 9. Los planos observados de austenita son el (111), (200), (220), (311), mientras que los planos (110), (200) y (211) corresponden a la ferrita acicular.

El volumen de austenita retenida con alto contenido de carbono fue calculado ocupando las ecuaciones 3, 4 y 5 y los difractogramas de rayos X mostrados en la figura 9.

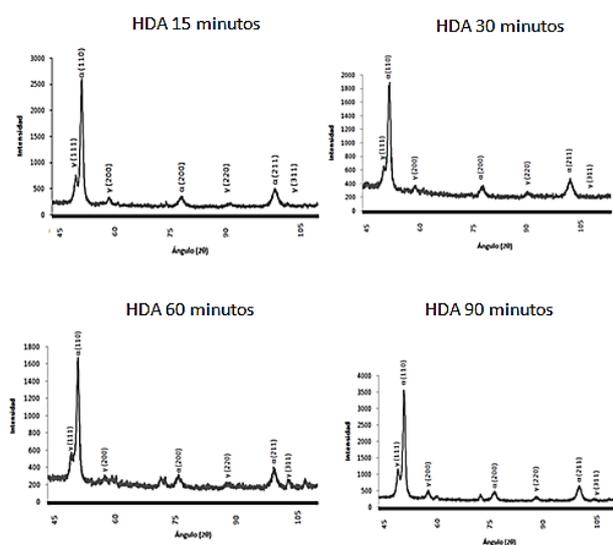


Figura 9. Difractogramas de rayos X HDA 15 a 90 minutos.

La cantidad de austenita con alto contenido de carbono es una variable dependiente del tiempo de austemperizado mostrado en la tabla 4, se observa que conforme se aumenta el tiempo de tratamiento térmico la cantidad de austenita acrecienta alcanzando su valor más alto a los 60 minutos, posterior a este tiempo el empieza a decrecer, por lo tanto la ventana óptima del proceso está entre 60 y 90 minutos.

Tabla 4. Volumen porcentaje γ_{HC}

Tiempo de tratamiento	% γ_{HC}
15 minutos	21.74
30 minutos	25.91
60 minutos	35.3
90 minutos	30.51

3.4 Dureza Rockwell C.

Los promedios de dureza Rockwell del hierro dúctil y del hierro dúctil austemperizado a 285° para los tiempos de 15, 30, 60 y 90 minutos se muestran en la tabla 5. Se observa que los valores de dureza son más altos con los tratamientos térmicos que en el hierro dúctil esto debido a la transformación de ferrita y perlita a fases de martensita y

ausferrita lo que provoca el aumento de las medidas de durezas.

En la tabla 5 se observa el aumento de los valores de dureza hasta llegar a un valor máximo a los 30 minutos, posteriormente la dureza empieza a descender conforme se aumenta el tiempo de tratamiento térmico, esto se debe al aumento de austenita retenida la cual es una fase con mayor grado ductilidad lo que provoca una menor dureza.

Tabla 5. Dureza Rockwell C

Probeta	HD	HDA 15 min	HDA 30 min	HDA 60 min	HDA 90min
Dureza HRC	44.1	56.59	59.95	53.95	53.9

En el hierro dúctil se obtiene una dureza de 44.1 HRC, al aplicar el tratamiento térmico de austemperizado a 15 minutos se observa que la dureza aumenta a 56.59 HRC ya que se empieza a obtener ausferrita, para este tiempo se obtiene el menor valor de austenita con alto contenido de carbono de 21.74%, para el tiempo de 30 minutos el valor de dureza aumenta a 59.95 HRC con un VYHC de 25.9%, en el tiempo de austemperizado de 60 minutos se obtiene el mayor valor de VYHC con 35.3% afectando el valor de dureza Rockwell obteniendo un decrecimiento a 53.95 HRC, esto debido a que se tiene un mayor de ausferrita la que provoca un aumento de la austenita retenida con alto contenido de carbono, finalmente a 90 minutos de tratamiento térmico el valor de dureza no tiene un cambio relevante manteniéndose en 53.9 HRC lo que si se observa es que el VYHC desciende a un valor e 30.51%, la relación entre los valores de dureza y el de austenita retenida con alto porcentaje de carbono se observan en la figura 10.

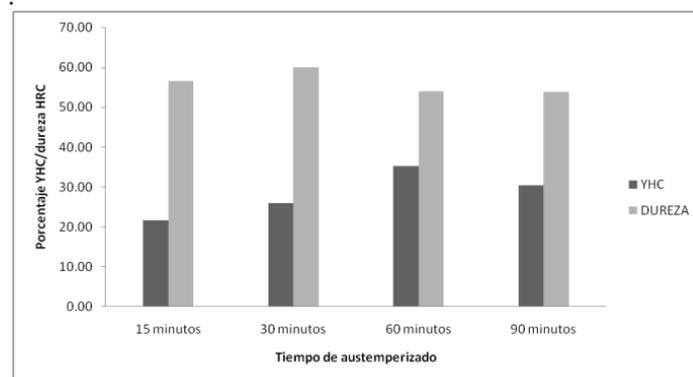


Figura 10. Dureza en función de γ_{HC} .

4. Conclusiones

En el presente trabajo se presentó una caracterización metalográfica y mecánica de un hierro dúctil aleado con cromo 0.45% y vanadio 0.2%. Se proponen 4 temperaturas de austemperizado partiendo de 15 hasta 90 minutos, encontrando la ventana óptima de proceso a los 60 minutos donde se tiene el mayor porcentaje de austenita retenida con alto contenido de carbono. Se relacionó la dureza con la austenita retenida encontrando una relación intrínseca entre

estas dos variables, encontrando una disminución de la dureza al aumentar la cantidad de austenita retenida.

Como se puede observar en las microestructuras, los resultados experimentales son consecuentes con el tratamiento térmico de austemperizado, incrementando la cantidad de ausferrita al aumentar el tiempo de tratamiento.

Finalmente se sugiere estudiar el efecto que tiene el cromo con la ventana óptima de proceso, cambiando los porcentajes de este elemento y evaluando los porcentajes de austenita retenida con alto contenido de carbono de cada muestra.

Agradecimientos

Los autores agradecen el apoyo recibido por el CONACyT, UAEH e IPN por el apoyo económico y tecnológico, de igual manera agradecer al Dr. Edgar Cardoso Legorreta por su invaluable apoyo en la enseñanza de los ensayos mecánicos aquí expuestos.

Referencias

- Abioye, A.A., Atanda, P.O., Abioye, O.P., Afolalu, S.A., Dirisu, J.O., (2017). Microstructural characterization and some mechanical behavior of low manganese austempered ferritic ductile iron. *International journal of applied engineering research* volume 12, 14435-14441.
- Ahmadabadi, M.N., Ghasemi, H.M., Osia, M., (1999). Effects of successive austempering on the tribological behavior of ductile cast iron. *Wear*, 293-300.
DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(99\)00163-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00163-5)
- Alagarsamy, A., (2014). Cast irons. *American Foundrymen's Society*, 489-581.
- ASM Handbook committee, (1990). *ASM Handbook volume 1 properties and selection: irons steels and high performance alloys*. ASM International. Alabama, Estados Unidos.
- ASTM, *annual book of ASTM Standards*, p.126, ASTM, (2019).
- Cemal, M., Bayram, A., Isik, B., (2005). The effects of austempering temperature and time onto the machinability of austempered ductile iron. *Materials Science and Engineering*, 147-153.
DOI: [10.1016/j.msea.2005.07.005](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.07.005)
- Colin, E., Cruz, A., Reyes, G., Téllez, J., Magaña, A. (2021). Microstructural and Mechanical Assessment of Camshafts Produced by Ductile Cast Iron Low Alloyed with Vanadium. *Metals* 2021, 11(1):146
DOI: [10.1016/j.msea.2005.07.005](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.07.005)
- Dawson, J.V., Sage, A.M., (1989). High strength cast irons containing vanadium annealed ductile irons and high carbon gray irons. *The foundryman*, 479-489.
- Gazda, A., (2010). Analysis of decomposition processes of ausferrite in copper-nickel austempered ductile iron. *J. Therm. Anal. Calorim* 102, 923-930.
DOI: [10.1016/j.msea.2005.07.005](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.07.005)
- Hayrynen, K.L., (2002). The production of austempered ductile iron (ADI). In *world conference on ADI*, 57-65.
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.038>
- Hernández-Rivera, J.L., Campos Cambranis, R.E., De la Garza, A., (2011). Study of microstructural evolution and mechanical properties exhibited by non alloyed ductile iron during conventional and stepped austempering heat treatment. *Materials & Design*, 4756-4762.
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.06.030>
- Laino, S., Sikora, J.A., Dommarco, R.C., (2008). Development of wear resistant carbidic austempered ductile iron. *Wear* 265, 1-7.
DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2007.08.013>
- Miller, R.L., (1964). A rapid method for the determination of retained austenite. *Trans. ASM* 57, 892-899.
DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s11041-019-00417-y>
- Nasir, T., Northwood, D. O., Han, J., Zou, Q., Barber, G., Sun, X., Seaton, P., (2011). Heat treatment - microstructure - mechanical/tribological property relationships in austempered ductile iron. *WIT Transactions of Engineering Science*, Vol 71, 159-170.
DOI: <http://dx.doi.org/10.2495/SECM110141>
- Pereloma, E.V., Anderson, C.S., (2006). Microstructure and properties of austempered ductile iron subjected to single and two step processing. *Mater. Sci. Technol* 22, 1112-1118.
DOI: <http://dx.doi.org/10.1179/174328406X114216>
- Prasad, R.P., Putatunda, S.K., (2003). Investigations on the fracture toughness of austempered ductile irons austenitized at different temperatures. *Mat. Sci. Eng. A* 349, 136-149.
DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00633-0](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00633-0)
- Rao, P.P., Putatunda, S.K. (1997 a). Influence of microstructure on fracture toughness of austempered ductile iron. *Metallurgical and materials transaction*, 1457-1470.
DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-997-0208-1>
- Rao, P.P., Putatunda, S.K., (2003 b). Investigations on the fracture toughness of austempered ductile iron alloyed with chromium. *Materials science and engineering*, 254-265.
DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00633-0](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00633-0)
- Rezvani, M., Harding, R.A., Campell, J., (1997). The effect of vanadium in as-cast ductile iron. *Journal of cast metals*, 1-15.
DOI: <https://doi.org/10.1134/S0031918X19050016>
- Sheikh, M., (2019). Influence of Austempering Heat Treatment on Ductile Iron. *PakJET*, vol. 2, 38-40.
DOI: <https://doi.org/10.51846/vol2iss2pp38-40>
- Swain, S.K., Panda, R.K., Mishra, J.P., Sen, S., (2012). Phase investigation of austempered ductile iron. *Orissa J. Phys* 19, 73-80.
- Yescas, M.A., Bhadeshia, H.K.D.H., (2002). Model for the maximum fraction of retained austenite in austempered ductile iron. *Mat. Sci. Eng. A* 333, 60-66.
DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01840-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01840-8)