

Efecto del Cr-Nb en microestructura de hierro dúctil austemperizado

The effect of Cr-Nb on the microstructure of austempered ductile iron

Janatan Martínez González ^a, Tania I. Zamora Ángeles ^b, César Y. Becerra Mayorga ^c, Marissa Vargas Ramírez ^d, Josué O. Granillo Martínez ^e

Abstract:

In this study, the effects of austempering were evaluated in the nodules of two ductile irons without chromium and niobium and with 0.18% of Cr and 0.22% of Nb. After austenitizing at 900°C during 60 minutes and austempering at 300°C for different times (15, 30, 60 and 90 min), it is observed that the addition of Niobium and Chromium favor the formation of pearlite and carbides with 69.97 and 1.18% respectively. When performing the austempering heat treatment, the highest percentage of retained austenite with high carbon content is obtained at 60 minutes for both alloys with 35.54% for the sample without chromium and niobium and 38.97% for the alloyed iron, in matter of the mechanical properties the hardness is lower if there is a higher percentage of austenite with high carbon content and the Charpy impact energy is slightly lower in the ductile iron alloyed with chromium and niobium for the quantity of carbides that are had in the alloy. The addition of chromium and niobium has an impact on the microstructure by generating a higher number of carbides and pearlite.

Keywords:

Ductile iron, Austempering, Nodules

Resumen:

En este estudio, se evaluaron los efectos del austemperizado en los nódulos de dos hierros dúctiles sin cromo y niobio y con 0.18% de Cr y 0.22% de Nb. Después de austenitizar a 900°C durante 60 minutos y austemperizar a 300°C por distintos tiempos (15, 30, 60 y 90 min), se observa que la adición de Niobio y Cromo favorecen la formación de perlita y carburos con un 69.97 y 1.18% respectivamente. Al realizar el tratamiento térmico de austemperizado se obtiene el mayor porcentaje de austenita retenida con alto contenido de carbono a los 60 minutos para ambas aleaciones con 35.54% para la muestra sin cromo y niobio y 38.97% para el hierro aleado, en cuestión de las propiedades mecánicas la dureza es menor si hay un mayor porcentaje de austenita con alto contenido de carbono y la energía de impacto Charpy es ligeramente menor en el hierro dúctil aleado con cromo y niobio por la cantidad de carburos que se tiene en la aleación. La adición de cromo y niobio tiene un impacto en la microestructura al generar un mayor número de carburos y de perlita.

Palabras Clave:

Clave: Hierro dúctil, Austemperizado, Nódulos.

Introducción

El hierro dúctil es una aleación ferrosa compuesta

^a Autor de Correspondencia, Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo | Área Académica de Ciencias de la Tierra | Pachuca de Soto-Hidalgo | México, <https://orcid.org/0009-0004-5471-8947>, Email: ma295775@uaeh.edu.mx

^b Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo | Área Académica de Ciencias de la Tierra | Pachuca de Soto-Hidalgo | México, <https://orcid.org/0009-0002-6719-8675>, Email: za361680@uaeh.edu.mx

^c Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo | Área Académica de Ciencias de la Tierra | Pachuca de Soto-Hidalgo | México, <https://orcid.org/0000-0002-5213-2764>, Email: be260308@uaeh.edu.mx

^d Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo | Área Académica de Ciencias de la Tierra | Pachuca de Soto-Hidalgo | México, <https://orcid.org/0000-0002-5968-6196>, Email: marissaav@uaeh.edu.mx

^e Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo | Área Académica de Ciencias de la Tierra | Pachuca de Soto-Hidalgo | México, <https://orcid.org/0009-0005-7801-9830>, Email: josuemtz1296@gmail.com

principalmente de hierro con carbono y silicio. También están presentes otros elementos y se controlan para producir las diferentes clases de hierro dúctil con propiedades mecánicas específicas, maquinabilidad y capacidad de fundición. El carbono se añade al hierro en cantidades que exceden el límite de solubilidad, y durante la solidificación, el grafito precipita en pequeñas esferas. El silicio y otros aleantes se utilizan para controlar la morfología del grafito precipitado y para controlar la cantidad de carbono que permanece en solución sólida en el hierro. El contenido de carbono típicamente está entre 3 y 4% y el contenido de silicio entre 2 y 3%. La cantidad de carbono que permanece en solución sólida depende de la velocidad de solidificación y enfriamiento, de la práctica de inoculación y de otros elementos que se añaden para promover la grafitización o la formación de perlita. Es posible producir las diferentes clases de hierro dúctil controlando las variables del proceso para precipitar la cantidad deseada de partículas de grafito y obtener la cantidad deseada de carbono combinado que permanece en la matriz. (Olawale, J.O., Ibitoye, S.A., & Oluwasegun, K.M. 2016)

El austemperizado mejora las propiedades mecánicas del hierro dúctil, como son: la resistencia mecánica, la resistencia al desgaste y la tenacidad, controlando la microestructura formada mediante el tratamiento térmico. Esta microestructura es una mezcla de fases conocida como ausferrita, (Yazdani y Elliot, 1999), la cual es una combinación de ferrita bainítica, austenita retenida con alta concentración de carbono y nódulos de grafito. La formación de la ausferrita y el proceso de austemperizado se explican mediante el uso del diagrama TTT (temperatura, tiempo y transformación). En la Fig. 1 se ilustra muestran las curvas de inicio de la perlita, de la ausferrita, de la bainita y de la martensita.

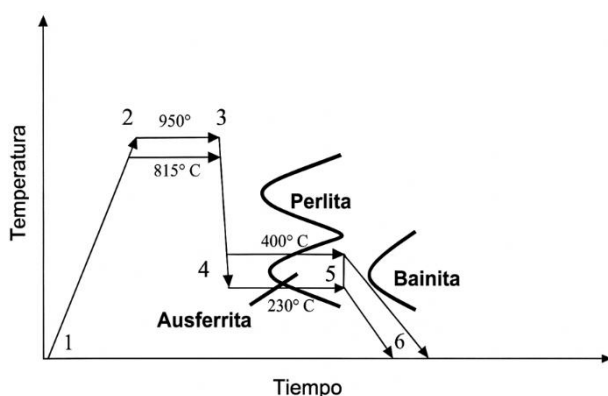


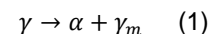
Figura 1: Proceso de austemperizado de los HD (Becerra-Mayorga, C. V 2022).

El tratamiento térmico aplicado al hierro dúctil austemperizado consiste en una etapa de austenización a temperaturas que generalmente oscilan entre los 850 y los 950°C, mantenidas durante un periodo adecuado.

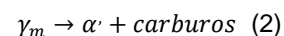
Posteriormente, se realiza un enfriamiento rápido hasta alcanzar la temperatura de austemperizado, donde se mantiene la muestra durante un tiempo variable, dependiendo de las propiedades deseadas y del tipo de hierro empleado.

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 primera 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 primera 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).



Donde:

γ : Austenita homogénea.

γ_m : Austenita metastable con alto contenido de carbono.

α : Ferrita sobresaturada de carbono.

α' : Ferrita.

$\alpha' + \text{carburos}$: 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.

El 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

primera 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, 2003).

El cromo afecta las propiedades del hierro dúctil austemperizado. A medida que aumenta, incrementa el contenido de carburos y la dureza, pero disminuye la tenacidad. Un contenido de 1.42% de Cr optimiza la dureza y resistencia al desgaste, mientras que el 0.96% ofrece el mejor balance de propiedades mecánicas generales (Cheng & Lei, 2018)

El rol más importante del Nb durante el tratamiento termomecánico es el retraso de la recrystalización de la austenita, lo cual resulta en una mayor densidad de sitios de nucleación para la transformación austenita/ferrita y por lo tanto en un tamaño de grano más fino. (Luton et al. 1980).

El objetivo del presente trabajo de investigación es documentar el efecto del niobio y cromo en las propiedades mecánicas de dureza y energía de impacto Charpy, así como en la proporción de austenita retenida con alto contenido de carbono al aplicar el tratamiento térmico de austemperizado.

Metodologías y proceso

Obtención de hierro dúctil.

Para obtener ambas aleaciones, se ocupó un horno de inducción marca Faraday de 25 kg el cuál se llevó a 1500 °C. Durante la fusión, se añadieron Fe-Si (75%) y grafito (99%) para el ajuste composicional de ambas aleaciones, y para el hierro aleado con cromo y niobio se adiciono Fe-Cr (60%) y Fe-Nb (65%). Posteriormente, las aleaciones fundidas se vertieron en una olla que contenía FeSiMg cubierta con chatarra metálica para promover la precipitación del grafito en forma nodular y finalmente llevada la reacción de nodulización. el baño metálico se vertió en moldes preformados para solidificarlas en forma de lingotes.

La composición química de ambos materiales es presentada en la Tabla 1, Los resultados fueron obtenidos mediante análisis realizados con un espectrómetro de emisión de chispa marca Shimadzu spark, tomando cuatro análisis en diferentes secciones del material y mostrando el promedio de las mediciones.

Tabla 1: Composición química de los materiales. Fuente: Elaboración propia.

	Composición química (%peso)							
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Nb	Fe
HD1	3.76	2.54	0.38	0.01	0.009	0.02	0.01	Balance
HD2	3.56	2.48	0.31	0.01	0.007	0.18	0.22	Balance

Tratamiento térmico austemperizado

El tratamiento térmico de austemperizado consistió en dos etapas. En primer lugar, se realizó el austenitizado sometiendo las muestras en una mufla marca Marla manteniendo una temperatura de 900°C durante 60 minutos. Posteriormente, se movieron las piezas a un segundo horno el cual contiene un crisol que posee una mezcla de sales ternarias fundidas, compuesto por 50% de KNO₃ y 50% de NaNO₃, mantenido una temperatura de 300°C, con tiempos de tratamiento de 15, 30, 60 y 90 minutos. Finalmente, después del ciclo de tratamiento térmico, las muestras se enfriaron con agua para mantener el aspecto de las fases microestructurales.

En la Figura 2 se presenta la secuencia general del proceso.

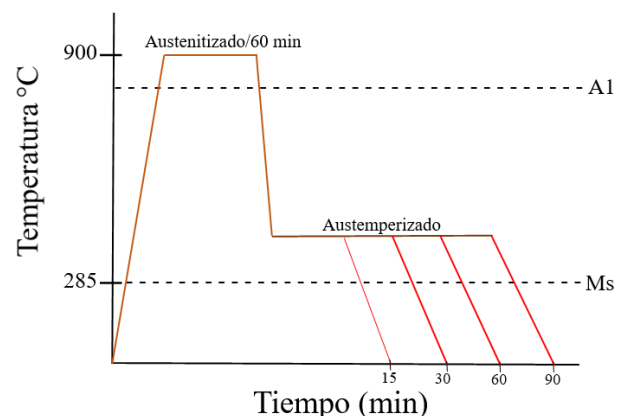


Figura 2: Diagrama de proceso de austemperizado. Fuente: Elaboración propia..

Estudio metalográfico

La caracterización metalográfica de los hierros se llevó a cabo en tres fases. En primer lugar, las muestras fueron desbastadas con lijas de diferentes granulometrías, desde 50 hasta 2000, y posteriormente pulidas para exponer adecuadamente los nódulos de grafito. Después del pulido, se aplicaron los ataques químicos correspondientes: nital al 3% para revelar la microestructura del material y persulfato de amonio al 10% para la identificación de carburos. En esta etapa se

observó que la matriz metálica estaba compuesta principalmente por perlita y ferrita.

El propósito de este análisis fue estudiar las características de los nódulos, tales como la nodularidad (%), el tamaño (μm) y el conteo nodular (nódulos por milímetro cuadrado). Para la evaluación de la nodularidad se siguió el procedimiento establecido en la norma ASTM A247, expresado en la ecuación (3) (ASTM, 2019).

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

El tamaño del nódulo expresa el diámetro de cada nódulo de grafito en micras (μm). El cálculo de esta característica nodular considera un tamaño mínimo de $10\mu\text{m}$ para los espesores regulares, mientras que en hierro dúctil de pared delgada el tamaño mínimo es de $5\mu\text{m}$. Estrictamente, el tamaño del nódulo no debe tener en cuenta formas irregulares de grafito como vermiculares, copos de grafito o partículas hemisféricas (menos del 65 % de esfericidad) preescrito por Ruxanda (2022) mostrada en la ecuación 4, por definición, estas partículas no tienen diámetro. Así mismo se usó la fórmula de Seher R.J para calcular la distancia interarticular(formula4). Se pueden utilizar dos métodos para obtener el tamaño promedio de los nódulos de grafito.1) Área y 2) perímetro utilizando la ecuación (6), Jiménez-Lugos, J. C. (2024).

$$S = \frac{4 * \pi * \text{Área}}{(\text{perímetro})^2} \quad (4)$$

$$\lambda_G = \left(\frac{\text{tamaño de nódulo promedio}}{\text{conteo nodular}} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (5)$$

$$NS_{avg} = P\pi^{-1} \quad (6)$$

Las imágenes micrográficas fueron tomadas con el microscopio óptico metalográfico Unitron MEC2. Para el análisis de los nódulos adyacentes, se utilizó un analizador de imágenes.

Según la norma ASTM A247, los resultados del examen metalúrgico se expresaron como el promedio de las mediciones tomadas en cuatro áreas diferentes de la matriz metálica. Además, se garantizó que se midieran al menos 500 partículas que cumplieran con los requisitos de tamaño mínimo (ASTM A247 2019).

Prueba mecánica de dureza

Este ensayo se realiza en un durómetro Rockwell marca Buehler que emplea un indentador de diamante, aplicando una carga de 150 kgf., se determinó la dureza en la escala Rockwell C con la medición promedio de seis puntos diferentes de la probeta.

Prueba de impacto Charpy

La prueba de impacto Charpy se lleva a cabo bajo la norma ASTM E23, cumpliendo con las especificaciones de la probeta.

Difracción de rayos X

El análisis de difracción de rayos X (DRX) se realizó utilizando un difractómetro Inel Equinox 2000 con radiación $\text{Co-K}\alpha_1$, con el fin de determinar la fracción volumétrica de austenita rica en carbono. El procedimiento siguió las metodologías de Putatunda (1999) y Bedolla (2020), requiriendo datos de intensidades, ángulos de difracción y longitudes de onda, tal como se aplica en la ecuación (7):

$$V_\gamma = \frac{1-V_c}{1 + \left(\frac{\sum I_\alpha}{\sum I_\gamma} \right) \left(\frac{\sum R_\gamma}{\sum R_\alpha} \right)} \quad (7)$$

Donde V_c es el porcentaje de las demás fases (carburos y grafito), I_α y I_γ son las intensidades del plano hkl de las fases α y γ , respectivamente, y R_α y R_γ son valores calculados de acuerdo con la ecuación (8).

$$R = \left(\frac{1}{v^2} \right) \left[\frac{|F|^2 p (1 + \cos^2 2\theta)}{\sin^2 \theta \cos \theta} \right] (e^{-2M}) \quad (8)$$

Resultados

Caracterización microestructural

Las metalografías se muestran en la Figura 3. Se observa en la parte superior una matriz de ferrita y perlita, en las que las zonas blancas pertenecen a la ferrita mientras que las oscuras a perlita, en la parte central se observa los nódulos de grafito en ambas aleaciones mientras que en la parte inferior se tienen los carburos (regiones blancas).

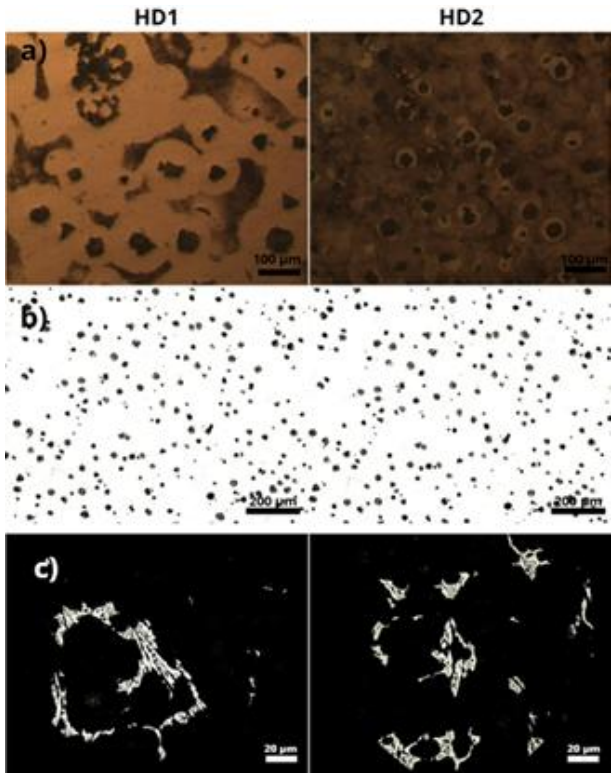


Figura 3: a) Microestructura perlítica y ferrítica, b) Nódulos en las aleaciones, c) Carburos presentes en la matriz. Fuente: Elaboración propia.

En la tabla 2 se muestra el porcentaje de fases de HD1 y HD2, teniendo que al adicionar Cr y Nb aumenta el porcentaje de perlita y de carburos pasando de 53.02 y 0.38% a 69.97 y 1.18% respectivamente, esto se debe a que el Cr y Nb son elementos que aumentan la formación de carburos, lo que retrasa la difusión del carbono en la matriz metálica, esta menor difusión del carbono impide la precipitación del carbono en grafito y favorece la transformación a perlita (ferrita + cementita laminar).

Tabla 2: Porcentajes de fase de HD1 y HD2. Fuente: Elaboración propia.

Fase	HD1	HD2
Ferrita (%)	29.67	16.77
Perlita (%)	53.02	69.97
Nódulo (%)	16.93	12.08
Carburos (%)	0.38	1.18

En la Tabla 3, se presentan los resultados en la morfología entre el HD1 y HD2. El conteo nodular aumenta pasando de 160 a 225 nodulos/mm², mientras que la nodularidad desciende de 87.32 a 80.25% y el tamaño de nódulo es menor en la aleación con Cr y Nb con 31.06 µm, esto se debe a que el cromo y niobio tienden a aumentar la nucleación heterogénea de nódulos de grafito y al existir más sitios de nucleación

activos, el carbono disponible se reparte entre un mayor número de nódulos lo que provoca que se tenga nódulos más pequeños en promedio pero a la vez estos elementos son formadores de carburos lo que tiende a desestabilizar la grafitización, este efecto genera nódulos menos esféricos.

Tabla 3: Características nodulares de HD1 Y HD2. Fuente: Elaboración propia.

Características	HD1	HD2
Conteo nodular (nódulos/mm ²)	160	225
Nodularidad (%)	87.32	80.25
Tamaño de nódulo (µm)	35.9	31.06
Espacio Inter-partícula (µm)	33.56	26.13

Al aplicar el tratamiento térmico de austemperizado setiene una transformación en la microestructura del material teniendo como fases resultantes ferrita acicular (regiones oscuras) y austenita con alto contenido de carbono (regiones claras), también llamado ausferrita como se muestra en la Figura 4 y 5, si el volumen de ferrita acicular es mayor se tendrá un material con mayor dureza y resistencia a la tensión pero con menor ductilidad, en contraste una mayor proporción de austenita con alto contenido de carbono dará un material con mayor ductilidad pero menor dureza.

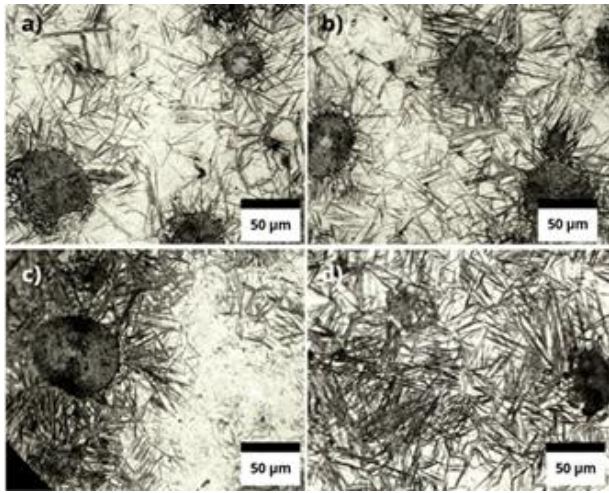


Figura 4: Microestructura HD1 a) 15 min, b) 30 min, c) 60 min, d) 90 min. Fuente: Elaboración propia.

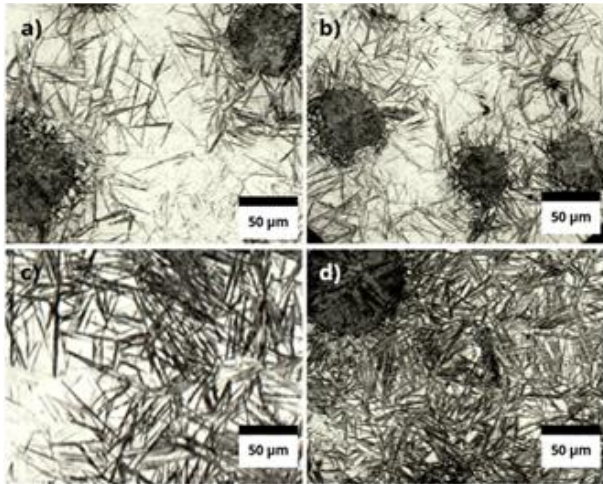


Figura 5: Microestructura HD2 a) 15 min, b) 30 min, c) 60 min, d) 90 min. Fuente: Elaboración propia.

Difracción de rayos X

En el presente estudio se determinó el volumen de austenita retenida con alto contenido de carbono mediante un análisis detallado basado en las ecuaciones (7) y (8), complementado con la interpretación de los difractogramas de rayos X mostrados en las Figuras 6 y 7. Este enfoque metodológico permitió calcular con precisión la fracción de austenita retenida con alto contenido de carbono presente en la microestructura.

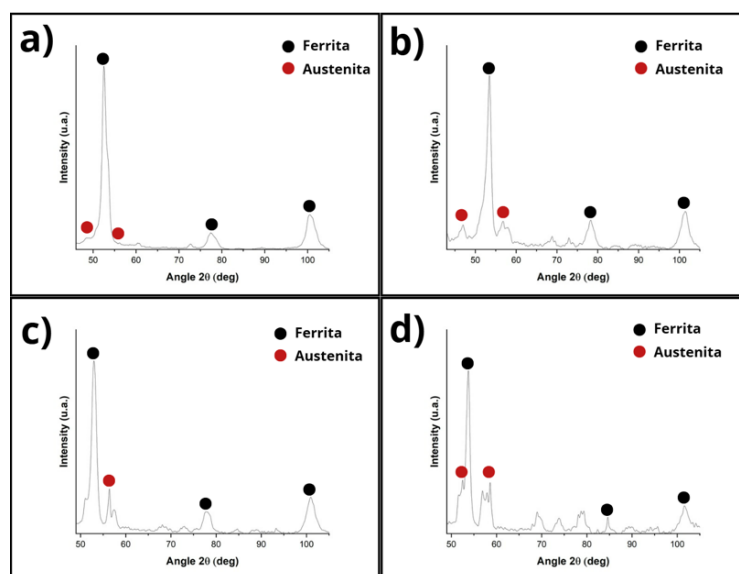


Figura 6: Difracción de rayos X HD1 a) 15 min, b) 30 min, c) 60 min, d) 90 min. Fuente: Elaboración propia.

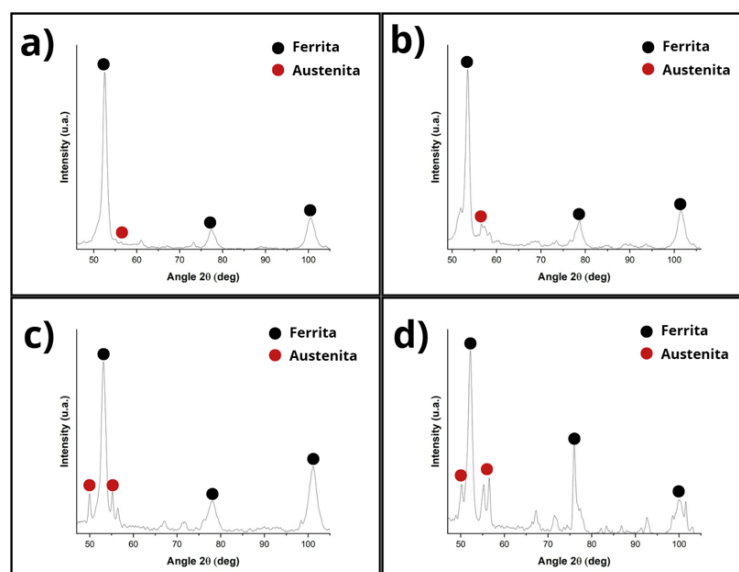


Figura 7: Difracción de rayos X HD2 a) 15 min, b) 30 min, c) 60 min, d) 90 min. Fuente: Elaboración propia.

Los resultados de difracción de rayos X se muestran en la Tabla 4, donde el HD1 alcanzó el máximo porcentaje en volumen de austenita retenida a los 60 min (35.54%). Por otro lado, el hierro dúctil aleado (HD2) mostró su máxima cantidad de austenita retenida a los 60 minutos (38.97%) evidenciando el aumento de la austenita retenida con alto contenido de carbono esto debido al efecto del niobio que acelera la cinética de reacción de la primera etapa de austemperizado como se refleja en el trabajo de Ahmed (2021). El trabajo de Becerra Mayorga (2022), refleja dicho comportamiento en HD1 obteniendo los siguientes resultados: 15min (21.7430), 30min (25.9160), 60min (35.390), 90min (30.51), sin embargo en la investigación de García (2023) un hierro dúctil similar obtuvo HD2 valores de 30min (9.92%), 60min (10.32%), 90min (11.4%) esto por la adición de más elementos aleantes (Cu, Al, Ni).

Tabla 4: Volumen porcentaje austenita retenida (HC).
Fuente: Elaboración propia.

Tiempo	HD1	HD2
15 minutos	25.736	28.569
30 minutos	31.647	33.002
60 minutos	35.540	38.969
90 minutos	33.627	34.783

Durezas Rockwell C.

Los resultados de dureza se muestran en la Figura 8, se muestra que el tratamiento térmico de austemperizado mejora sustancialmente la dureza de ambos materiales. Alcanzando su punto más alto a los 30 minutos para el HD1 (34.78 HRC) y a los 15 minutos para el HD2 (39.53 HRC), conforme avanza la temperatura de austemperizado la dureza va disminuyendo, esto se debe a la mayor proporción volumen de austenita con alto contenido de carbono la cual es una fase con menor dureza en comparación con la ferrita acicular, se ha documentado en otros trabajos Colin (2023) y Becerra (2022) que conforme es mayor el volumen de austenita con alto contenido de carbono la dureza del material es menor.

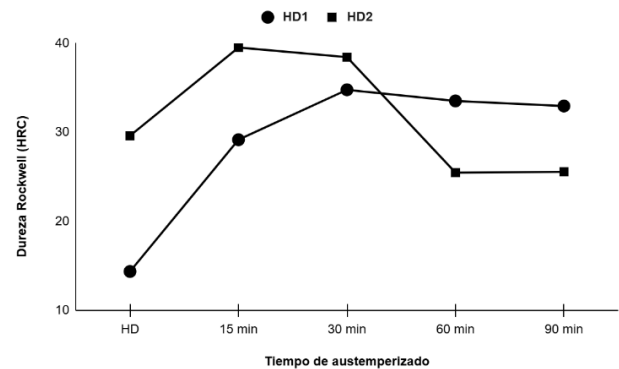


Figura 8: Durezas Rockwell C de HD1y HD2 sin tratar y a tiempo de tratamiento de 15,30, 60 y 90 min. Fuente: Elaboración propia.

Prueba de impacto Charpy

Los resultados de la prueba de impacto Charpy se muestran en la Figura 9, se observó que la energía absorbida es menor en las muestras con Cr y Nb esto se debe que ambos forman carburos duros y frágiles, que actúan como sitios preferenciales de iniciación de grietas bajo carga de impacto. Se observa que la energía de impacto aumenta hasta alcanzar valores máximos a los 60 minutos con 13.4 J para el HD1 y 13.2 J para el HD2 y a los 90 minutos disminuye con 12 J para el HD1 y 12.2 J para el HD2 esto se debe a que los 60 minutos se tiene el mayor porcentaje volumen de austenita retenida con alto contenido de carbono la cual es una fase que propaga mejor la energía sobre la matriz metálica, en contraste a los 90 minutos la proporción de austenita con alto contenido de carbono es menor ya que esta se transforma en bainita una matriz con mayor dureza pero peor disipación de la energía.

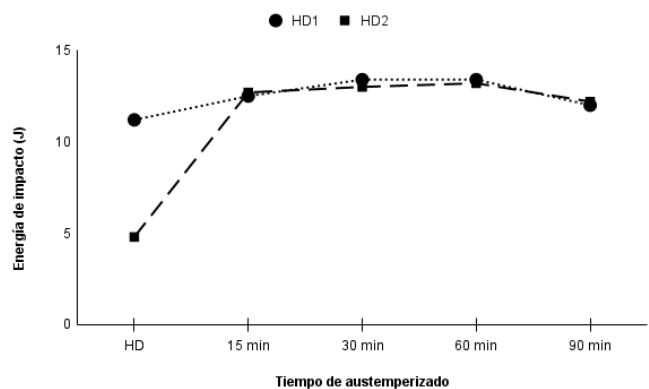


Figura 9: Resultados prueba de impacto Charpy de HD1y HD2 sin tratar y a tiempo de tratamiento de 15,30, 60 y 90 min. Fuente: Elaboración propia.

Conclusiones

En este trabajo se realizó la evaluación de un hierro dúctil aleado con 0.18 %Cr y 0.22% de Nb tratado térmicamente mediante austemperizado a temperatura de 300°C durante intervalos de tiempo de 15, 30, 60 y 90 min. Los resultados obtenidos se resumen a continuación:

1. Acorde al estudio de rayos X, la adición de cromo (Cr) y niobio (Nb) aceleró la formación de austenita retenida con alto contenido de carbono en el HD2.

2. Los estudios metalográficos y las ecuaciones demostraron que el HD2 presentó una mayor cantidad de nódulos de menor tamaño en comparación con el HD1, lo cual sugiere una mejora significativa en las propiedades mecánicas y estructurales del material.

3. En los resultados de las pruebas de dureza, se observó una correlación directa entre la adición de cromo (Cr) y niobio (Nb) y el incremento en la dureza del material. Estos elementos actúan como perlitizantes, lo que significa que promueven la formación de una mayor cantidad de perlita en la microestructura. Esta fase, al ser más dura que otras, contribuye significativamente a las propiedades generales de dureza y resistencia del hierro dúctil austemperizado (HDA).

Referencias

- Ahmed, A. (2021). Effect of Niobium on the Microstructure and Mechanical Properties of Alloyed Ductile Irons and Austempered Ductile Irons. *Materials Testing*, 60(1), 31-39.
- ASTM International. (2024). E23-24: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. ASTM International. <https://www.astm.org>.
- Becerra-Mayorga, C. V., Vargas-Ramírez, M., Cruz-Ramírez, A., García-Serrano, J., & Colin-García, E. (2022). Ventana óptima de un hierro dúctil austemperizado con aleantes carburizadores. *Padi Boletín Científico de Ciencias Básicas e Ingenierías del ICBI*, 10(Especial 7), 118-124.
- Bedolla-Jacuinde, A., Hernández-Hernández, R. A., Guerra, F. V., & Mejía, I. (2020). The role of chromium during austempering of ductile iron. *Metallurgical Research & Technology*, 117.
- Cheng, H., Fu, H., Lin, J., & Lei, Y. (2018). Effect of Cr content on microstructure and mechanical properties of carbide austempered ductile iron. *Materials Testing*, 60(1), 31-39. <https://doi.org/10.3139/120.111114>.
- Colin-García, E., Sánchez-Alvarado, R. G., Cruz-Ramírez, A., Suarez-Rosales, M. A., Portuguez-Pardo, L., & Jiménez-Lugos, J. C. (2024). Effect of regular thicknesses on the microstructural and quantitative analysis for a hypo-eutectic ductile iron alloyed with Ni and V. Instituto Politécnico Nacional – ESIQIE, Departamento de Ingeniería en Metalurgia y Materiales.
- García, F. J., & Martínez, R. (2023). Análisis de los efectos del cambio climático en la biodiversidad. *Revista de Estudios Ambientales*, 45(3), 123-145.
- Goyos Pérez, L., Castañeda Segarra, R., Wettinck, E., Valera, R., & Moors, M. (1999). Comportamiento del hierro nodular austemperizado en condiciones de corrosión y desgaste // Behavior of austempered ductile iron under wear and corrosion conditions. *Ingeniería Mecánica*, 2(2), 7-13.
- LUTON, M. J., DORVEL, R., & PETKOVIC, R. A. (1980). Interaction between deformation, recrystallization and precipitation in Niobium steels. *Metallurgical Transactions A*, 11A, 411-420.
- Moreno, G., Fuente, E., & Blanco, J. (2003). Influencia de la Inoculación sobre el Tamaño de Nódulos de Grafito en el Hierro Dúctil. *Revista de Metalurgia*, 39(5), 342-350.
- Olawale, J. O., Ibitoye, S. A., & Oluwasegun, K. M. (2016). Técnicas de procesamiento y producciones de Hierro dúctil: una revisión. *Revista internacional de investigación científica y de ingeniería*, 7(9), 397.
- Olympus. (2023). Análisis de hierro fundido. <https://www.olympus-ims.com/es/solutions/metal-analysis/foundry-solutions/cast-iron-analysis/>.
- 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. <https://doi.org/10.1179/174328406X114216>.
- Putatunda, S. K., & Gadicherla, P. K. (1999). Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as-cast structure. *Materials Science and Engineering: A*, 15-31.
- Rao, P. P., & Putatunda, S. K. (2003). Investigations on the fracture toughness of austempered ductile iron alloyed with chromium. *Materials science and engineering*, 254-265.
- Rouns, T. N. (1984). On the structure and properties of ADI. *AFS Transactions*, 92.
- Ruxanda, R. E., Stefanescu, D. M., & Piwonka, T. S. (2002). Caracterización de la microestructura de piezas fundidas de hierro dúctil de pared delgada. *Transacciones-Sociedad Estadounidense de Fundidores*.
- Seher, R. J., Jamers, H. M., & Maniar, G. N. (1972). Quantitative Metallography of the Age Hardening Precipitate in Superalloys by Replica Electron Microscopy. *Stereology and Quantitative Metallography*, ASTM STP 504, 119-137.
- Swain, S. K., Panda, R. K., Mishra, J. P., & Sen, S. (2012). Phase investigation of austempered ductile iron. *Orissa J. Phys*, 19, 73-80.
- Vázquez Gómez, O., Sánchez Sarmiento, G., & González Meléndez, C. (2017). Simulación de la Evolución Termoestructural en el Austemperizado del Hierro Dúctil. *Puerta de la investigación*.
- Wang, H., Feng, Y., Jiang, W., Wang, C., Guo, E., Fu, Y., & Zhao, S. (2024). Effect of Niobium on microstructure and mechanical properties of ductile iron with high strength and ductility. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 33(2), 896-905.
- Xu, Z., Zhao, Y., Liu, X., Qu, Y., Li, G., & Zhang, W. (2025). Effect of Nb on Microstructure, Mechanical Properties and Wear Resistance of Ductile Iron. *International Journal of Metalcasting*, 1-12.