

Efecto del temple y revenido en un hierro dúctil aleado con cromo y niobio

Effect of quenching and tempering on ductile iron alloyed with chromium and niobium

Luis M. López García^a, Daniel A. Cruz Catalán^b, Cesar Y. Becerra Mayorga^c, Marissa Vargas Ramírez^d, Josué O. Granillo Martínez^e

Abstract:

A ductile iron alloyed with 0.24% Cr and 0.21% Nb was studied, which was heat treated by quenching at 900°C for 60 minutes, using water and oil as cooling medium. Subsequently, the samples were subjected to tempering at 350°C for 30 minutes. Microstructural changes and mechanical properties were evaluated by metallographic analysis, Rockwell C hardness, Charpy impact test and sliding wear test. Quenching favored the formation of a martensitic matrix, hardness increased after quenching, reaching maximum values after tempering (58.1 HRC in water and 55.08 HRC in oil). Wear resistance improved with quenching, reducing volume loss from 1.261mm³ to 0.968mm³ (water) and 1.047mm³ (oil); However, tempering caused a slight increase in wear. Impact energy decreased after quenching, but partially recovered with tempering, reaching 5.5 J (water) and 6.5 J (oil).

Keywords:

Ductile iron, tempering, quenching, microstructure, mechanical properties

Resumen:

Se estudió un hierro dúctil aleado con 0.24% de Cr y 0.21% de Nb, al que se le aplicó un tratamiento térmico de temple a 900°C durante 60 minutos, utilizando agua y aceite como medios de enfriamiento. Posteriormente, las muestras se sometieron a un revenido a 350°C durante 30 minutos. Se evaluaron cambios microestructurales y propiedades mecánicas mediante análisis metalográfico, dureza Rockwell C, prueba de impacto Charpy y ensayo de desgaste por deslizamiento. El temple favoreció la formación de una matriz martensítica, la dureza incrementó tras el temple, alcanzando valores máximos tras el revenido (58.1 HRC en agua y 55.08 HRC en aceite). La resistencia al desgaste mejoró con el temple, reduciendo la pérdida de volumen de 1.261 mm³ a 0.968 mm³ (agua) y 1.047 mm³ (aceite); sin embargo, el revenido provocó un ligero aumento en el desgaste. La energía de impacto disminuyó tras el temple, pero se recuperó parcialmente con el revenido, alcanzando 5.5 J (agua) y 6.5 J (aceite).

Palabras Clave:

Hierro dúctil, temple, revenido, microestructura, propiedades mecánicas

^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/0009-0007-0350-1432>, Email: lo447202@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/0009-0001-8169-0298>, Email: cr439397@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: cesar_becerra@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: marissav@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@uaeh.edu.mx

Introducción

Los hierros fundidos al igual que los aceros, son aleaciones formadas principalmente por hierro y carbono. De acuerdo con el diagrama Fe-C, figura 1, los hierros fundidos tienen un contenido de carbono superior al requerimiento para saturar la austenita a temperatura eutéctica, es decir entre el 2% y el 6.7%. los hierros se clasifican en: blancos, gris, nodular o dúctil, maleable y compacto. (ASTM Handbook 1990).

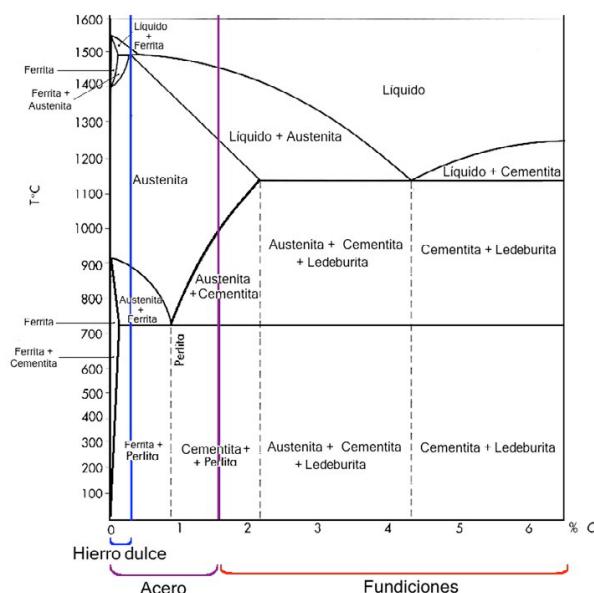


Figura 1: Diagrama Fe-C (ASTM Handbook)

El diagrama Fe-C resulta fundamental para comprender el comportamiento de los hierros fundidos y las transformaciones microestructurales que ocurren durante la aplicación de un tratamiento térmico.

El hierro dúctil es una aleación en la que el grafito se presenta en forma de pequeñas esferas o nódulos (Díaz, 2007). Una de sus variantes más comunes es el hierro nodular perlítico-ferrítico, en el que los nódulos de grafito están distribuidos en una matriz compuesta por ferrita y perlita. Esta microestructura proporciona un equilibrio entre buena maquinabilidad y bajo costo de fabricación (Acosta et al., 2000).

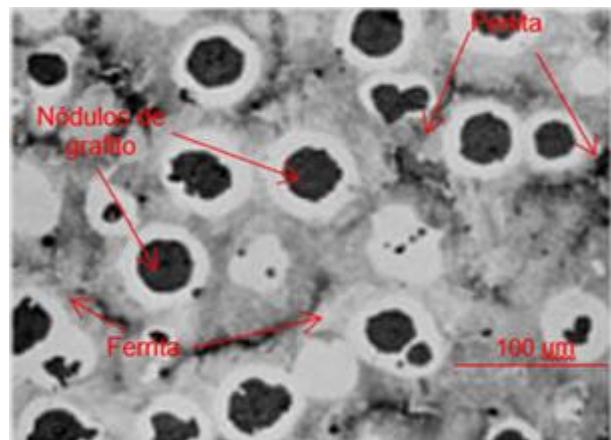


Figura 2: microestructura típica de un hierro dúctil perlítico-ferrítico (Handbook, 1985).

La adición de los elementos aleantes al hierro dúctil tiene una influencia directa sobre la formación de fases y las propiedades mecánicas. En este trabajo, se emplearon cromo (Cr) y niobio (Nb) como elementos de aleación.

Diversos estudios han demostrado que el cromo mejora la resistencia a la tracción, dureza y la tenacidad, así como la resistencia a la abrasión, al desgaste, a la corrosión y a la oxidación (SISA, 2013). Además, actúa como estabilizador de ferrita, se disuelve en la matriz ferrítica y promueve la formación de carburos, segregándose principalmente en los límites de grano durante la solidificación (Becerra et al., 2022). También se ha reportado que el cromo reduce la estabilidad de la austenita, favoreciendo su transformación en martensita durante el enfriamiento, lo que incrementa la dureza y reduce la ductilidad (Cruz Ramírez et al., 2022).

Por otro lado, el niobio promueve la precipitación primaria de carburos (NbC) cuando se adiciona a hierro fundido con alto contenido de carbono. Estos carburos refinan la fase perlítica y reducen el espaciamiento laminar (Bedolla-Jacuinde, 2016).

Muñiz Valdez et al. (2023) reportaron que, en hierros dúctiles con alto contenido de silicio, los NbC actúan como promotores de la matriz ferrítica, incrementando la dureza conforme aumenta el contenido de Nb, hasta alcanzar un valor máximo de 38.38 HRC con 0.9 % Nb

in embargo, el niobio también puede disminuir la tenacidad y la ductilidad debido a su fuerte formación de carburos, aunque mejora la resistencia al desgaste y la resistencia a la tracción máxima (Nylen, 2001; Mostafa et al., 2021; Camero et al., 2015).

El tratamiento térmico de temple consiste en calentar el material hasta temperatura de austenitización,

típicamente entre 845 °C a 925 °C, seguido de un enfriamiento muy rápido en un medio sólido o líquido (Becerra, 2022). Este tratamiento busca transformar la austenita en martensita, estructura que otorga alta dureza.

Pereira et al. (2025) emplearon una temperatura de 900 °C durante 120 minutos para templar un hierro dúctil aleado con Cu, Ni, Mn y Mo. Según Jiménez (2002), el tiempo recomendado de permanencia a temperatura es de una hora por cada 2.5 cm de espesor, para garantizar la transformación completa de la austenita.

La martensita generada mediante el temple posee una elevada dureza, pero también presenta fragilidad. Por ello, es necesario, aplicar un revenido, proceso que permite reducir tensiones internas, mejorar la tenacidad y favorecer la precipitación y coalescencia de carburos finos. Este tratamiento secundario puede también disminuir la austenita retenida, como se observó en estudios aplicados a árboles de levas de hierro dúctil, donde se utilizó un revenido a 350 °C durante 30 minutos tras un temple por inducción (Colín et al., 2024).

En este contexto, el presente estudio tiene como objetivo analizar el efecto del tratamiento térmico de temple y revenido sobre la microestructura y propiedades mecánicas de un hierro dúctil aleado con Cr y Nb, con énfasis en la dureza, tenacidad al impacto y resistencia al desgaste.

Materiales y métodos

Obtención de hierro dúctil

La obtención del hierro dúctil se realizó en un horno de inducción de 10 kg de capacidad, empleando un balance de carga basado en los rendimientos de los materiales utilizados. Las materias primas incluyeron: acero 1018, metal Sorel, grafito, ferro-silicio (Fe-Si), ferro-cromo (Fe-Cr), ferro-niobio (Fe-Nb) y ferro-silicio-magnesio (Fe-SiMg).

Una vez fundidos el acero 1018 y el metal Sorel, se añadieron al baño metálico el grafito, Fe-Cr y Fe-Nb. La inoculación se llevó acabó durante el vaciado y la nodulización se realiza mediante el método tipo "sándwich", colocando en el fondo de la olla una capa de Fe-SiMg seguida por una pequeña cantidad de chatarra de acero 1018.

La composición química final del hierro dúctil aleado se determinó mediante un espectrómetro de chispa Shimadzu. Los resultados se presentan en la Tabla 1.

Tabla 1: composición química del hierro dúctil aleado con cromo y niobio. Fuente: Elaboración propia.

Composición química (%)								
C	Si	Mg	Mn	P	S	Cr	Nb	
3.66	2.49	0.049	0.33	0.007	0.009	0.24	0.21	

Tratamiento térmico de temple y revenido

El tratamiento térmico se realizó en una Mufla Marca Marla en dos etapas. Se utilizaron probetas de 20mm x 12 mm y un espesor de 15 mm, mostradas en la figura 3.

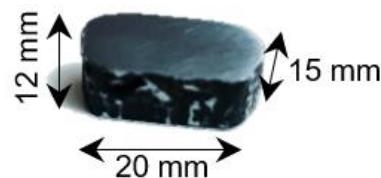


Figura 3: Probeta para análisis metalográfico y tratamientos térmicos. Fuente: Elaboración propia.

La primera etapa consistió de un temple: las muestras fueron calentadas a 900°C durante 60 minutos y luego enfriadas rápidamente en medios líquidos, agua y aceite. La segunda etapa fue el revenido: las muestras templadas fueron recalentadas a 350°C durante 30 minutos. El tiempo de revenido fue seleccionado en función de las dimensiones de las probetas, con el objetivo de mejorar su tenacidad Figura 4.

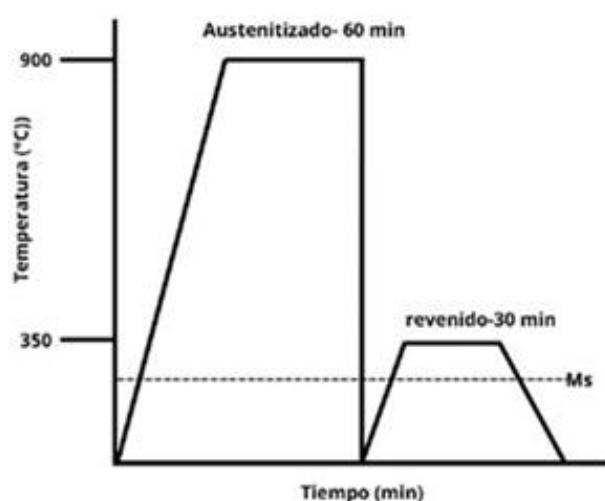


Figura 4: diagrama de proceso del tratamiento de temple y revenido. Fuente: Elaboración propia.

Ánalisis microestructural

Las muestras fueron preparadas metalográficamente mediante desbaste con lijas de carburo de silicio de los números 80, 120, 240, 360, 500, 600, 800, 1000, 1500 y 2000. El pulido final se realizó en húmedo utilizando pasta de diamante sobre paño de fibra sintética.

Para revelar las fases metalográficas, se aplicó un ataque químico con nital al 2 %. La observación microestructural se llevó a cabo mediante un microscopio óptico Nikon 550. El análisis de imágenes y cuantificación de fases se realizó con el software Image J.

Dureza

La medición de la dureza se realizó en escala Rockwell C utilizando un macro durómetro Buehler, equipado con un indentador de diamante y una carga aplicada de 150 kgf, conforme a estándares internacionales.

Ensayo de impacto Charpy

La tenacidad se valió mediante el ensayo de impacto Charpy. Las probetas fueron maquinadas conforme a la norma ASTM A327/A327M, la cual establece el uso de probetas entalladas para hierros dúctiles y maleables. Las dimensiones de las probetas empleadas se muestran en la Figura 5.

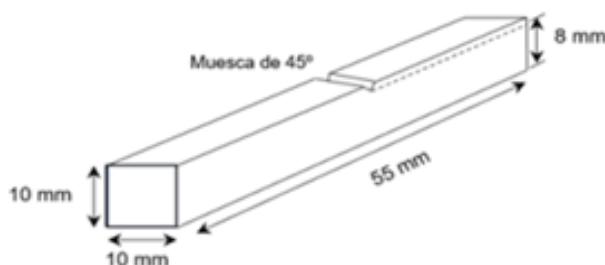


Figura 5: probetas usadas en la prueba Charpy. Fuente: Elaboración propia.

Prueba de desgaste

La resistencia al desgaste se determinó utilizando el método de desgaste por deslizamiento bloque-anillo, según la norma ASTM G77. Se empleó un equipo TE 53 Slim Multi-Purpose Friction and Wear Tester, bajo las siguientes condiciones en seco: 4000 revoluciones, velocidad de 400 rev/min, medio abrasivo fue un anillo de acero de 60 mm con dureza de 65 HRC y una carga de 80 Newtons.

Las características geométricas de las probetas se ilustran en la Figura 6.

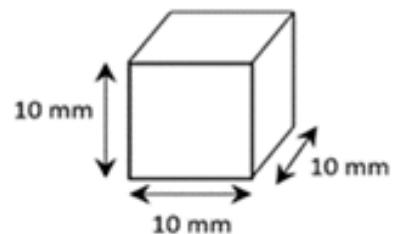


Figura 6: probetas usadas en la prueba de desgaste. Fuente: Elaboración propia.

Fases microestructurales del hierro aleado y tratado térmicamente

Se realizaron análisis metalográficos al hierro dúctil aleado con Cr y Nb antes y después del tratamiento térmico, con el fin de identificar las fases presentes y observar su evolución estructural. El análisis de las fases se apoyó en el software Image J

En la Figura 7a, se observa una matriz perlítica-ferrítica con nódulos de grafito distribuidos homogéneamente. La perlita predomina en la matriz, mientras que la ferrita se forma alrededor de los nódulos. La Figura 7b muestra una zona con láminas intercaladas de ferrita y cementita

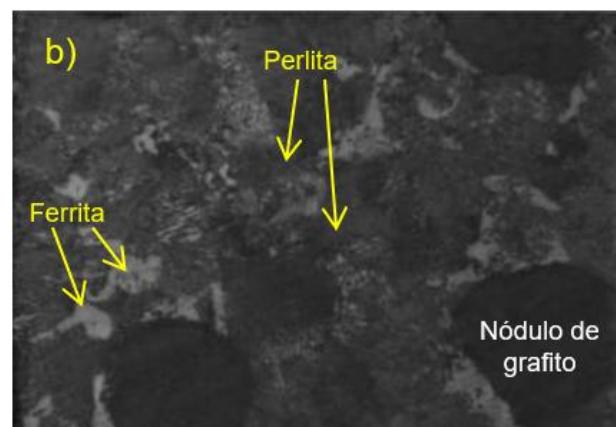
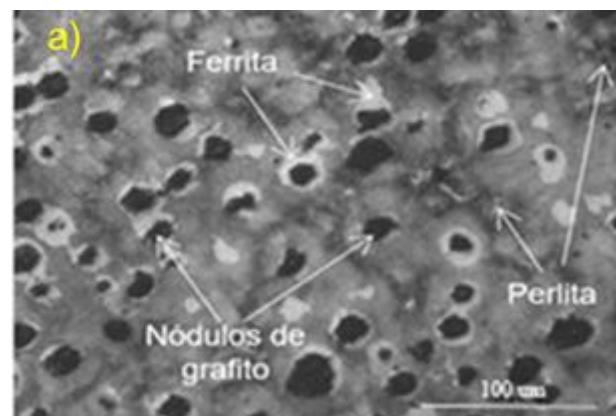


Figura 7: a) Microestructura de hierro dúctil aleado con Cr-Nb, atacada con nital al 2% a 20X. b) Zona perlítica tomada a 100X. Fuente: Elaboración propia.

El análisis cuantitativo reveló la siguiente distribución de fases, Tabla 2: 61.27% de perlita, 26.4% de ferrita, 7.65% de nódulos de grafito y 4.68% de carburos.

Tabla 2: Fases y microconstituyentes del hierro dúctil aleado con cromo y niobio. Fuente: Elaboración propia.

Hierro dúctil aleado Cr-Nb		Temple		Revenido	
%	No tratado	Agua	Aceite	Agua	Aceite
Nódulos	7.65	7.65	7.65	7.65	7.65
Perlita	26.40	-	-	-	-
Ferrita	61.27	-	-	-	-
Martensita	-	86.47	86.77	86.8	86.83
Austenita retenida	-	1.2	0.9	0.87	0.84
Carburos	4.68	4.68	4.68	4.68	4.68

El ataque con persulfato de amonio al 10 %, Figura 8, permitió evidenciar carburos con morfología poligonal irregular, distribuidos aleatoriamente y algunos localizados en límites de grano. Estos resultados coinciden con lo reportado por Sckudlarek et al. (2021) para hierros dúctiles con 0.35% Nb.

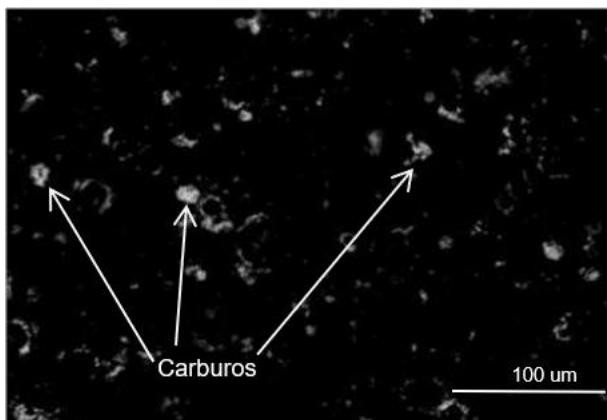


Figura 8: Análisis de carburos en hierro dúctil aleado Cr-Nb atacada con persulfato de amonio 10%. Fuente: Elaboración propia.

Las microestructuras de las muestras templadas, Figura 9, presentan transformación a matriz martensítica. En agua, la martensita se distribuye finamente alrededor de los nódulos de grafito, con mayor cantidad de austenita retenida que en las muestras tratadas con aceite, donde la martensita es más homogénea. Sin embargo, el análisis por software mostró cantidades similares de

martensita en ambos casos: 86.47 % (agua) y 86.77 % (aceite), Tabla 2.

Para los hierros dúctiles, la martensita presenta morfología tipo placa, la formación de martensita alrededor de los nódulos y dicho tipo de morfología se atribuyen al alto contenido de carbono de la matriz metálica y a la difusión de carbono a partir de los nódulos de grafito (Li et al., 2022).

Tras el revenido, Figura 10, la martensita muestra mayor homogeneidad y aspecto más oscuro, reflejando el efecto del tratamiento. La martensita presente fue de 86.8 % en agua y 86.83 % en aceite, sin cambios significativos. La austenita retenida se redujo de 1.2 % a 0.87 % en agua y de 0.9 % a 0.84 % en aceite, Tabla 2.

Estos valores son inferiores a los reportados por Colín et al. (2024), quienes observaron mayor proporción de austenita retenida de hasta 7.01 % en aceite y 4.77% para agua, la cual disminuyó tras el revenido hasta 2.9% en aceite y 1.8% en agua.

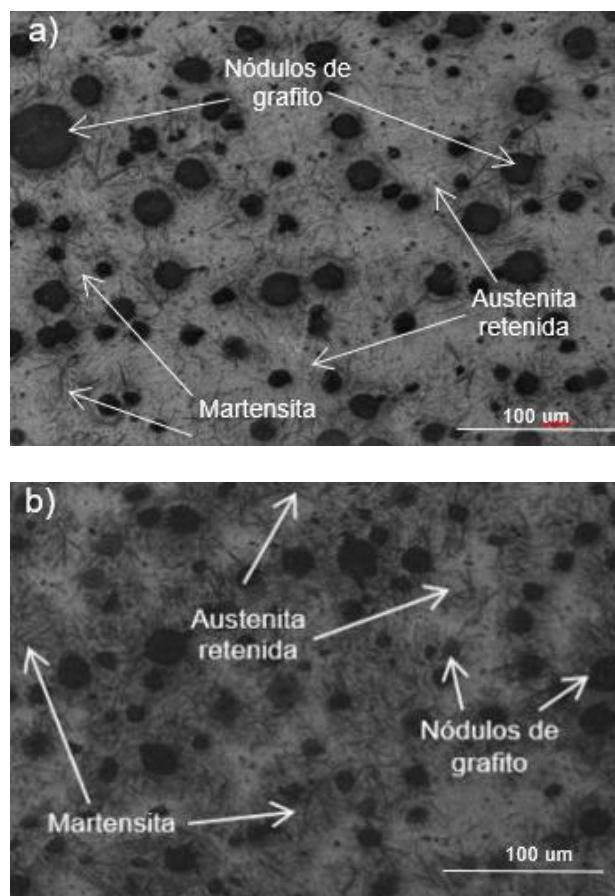


Figura 9: Microestructuras de hierro dúctil aleado Cr-Nb templadas en a) agua y b) aceite, atacada con nital al 2% a 20X. Fuente: Elaboración propia.

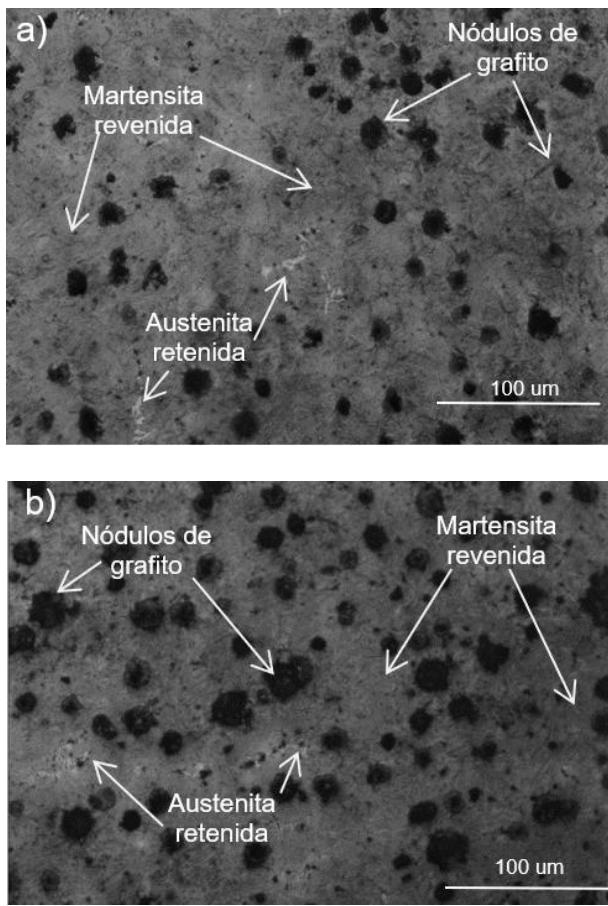


Figura 10: Microestructuras de hierro dúctil aleado Cr-Nb templadas en a) agua y b) aceite, y revenidas a 350°C durante 30 minutos, atacadas con nital al 2% a 20X. Fuente: Elaboración propia.

Propiedades mecánicas

Los resultados de dureza, energía de impacto y desgaste se presentan en la tabla 3. La dureza inicial del material sin tratamiento fue de 36.24 HRC. Tras el temple, se incrementó a 49.84 HRC en agua y 46.6 HRC en aceite. Luego del revenido, la dureza alcanzó valores máximos de 58.1 HRC (agua) y 55.08 HRC (aceite).

Tabla 3: propiedades mecánicas de hierro dúctil aleado con cromo y niobio. Fuente: Elaboración propia.

Hierro dúctil aleado Cr-Nb	Temple			Revenido		
	Propiedades	No tratado	Agua	Aceite	Agua	Aceite
Dureza HRC		36.24	49.84	46.6	58.1	55.08
Energía absorbida (J)		6	4	5	5.5	6.5
Perdida de volumen mm ³		1.261	0.968	1.047	1.087	1.216

En comparativa (Chen et al., 2019), evaluaron el efecto de distintas concentraciones de Nb (0%, 0.2%, 0.55% y 1.06%) bajo tratamientos térmicos de austemperizado a 900 °C durante 3 horas seguida de enfriamiento al aire en dos esquemas: Esquema A, el material se mantuvo isotérmicamente a 300 °C durante 1.5 horas en un horno de resistencia eléctrica y luego se enfrió rápidamente hasta temperatura ambiente. Esquema B, el enfriamiento al aire fue interrumpido a 450 °C, y el material se envolvió con lana mineral para permitir un enfriamiento lento y continuo. Obteniendo valores máximos de dureza en el esquema A 49 HRC a 0.55%Nb, esquema B 54 HRC a 1.06%Nb. El presente estudio demuestra que una estrategia de temple y revenido, combinada con una aleación equilibrada de Nb y Cr, permite obtener valores de dureza iguales o superiores a los logrados mediante tratamientos de austemperizado más complejos y con mayores concentraciones de Nb. Esto representa una alternativa eficiente y económicamente favorable para la mejora de propiedades mecánicas en hierros dúctiles.

En cuanto a la energía de impacto, el material sin tratamiento mostró 6J. esta disminuyó tras el temple (4J en agua, 5J en aceite), pero se recuperó luego del revenido (5.5 J y de 6.5 J, respectivamente).

En contraste (Jiménez et al., 2024) reportan la menor energía de impacto de 10 J evaluada en un hierro dúctil aleado con Cr y Nb austemperizado a 280°C durante 60 minutos, y de 14 J para el mismo hierro, pero austemperizado a 370°C durante 60 minutos.

Respecto al desgaste, la pérdida de volumen disminuyó tras el temple: de 1.261 mm³ a 0.968 mm³ (agua) y 1.047 mm³ (aceite). Sin embargo, el revenido incrementó ligeramente la pérdida: 1.087 mm³ (agua) y 1.216 mm³ (aceite), acercándose al valor antes de realizar el tratamiento térmico. Este comportamiento coincide con lo observado en materiales donde el revenido alivia tensiones, pero reduce la resistencia al desgaste.

Comparativamente, Du et al. (2021), reportaron pérdidas de hasta 1600 mm³ en materiales nanobainíticos con cargas menores de 5, 10 y 15 N, lo que destaca el buen desempeño del presente material tratado térmicamente bajo carga de 80 N.

Conclusiones

El presente estudio analizó el efecto del tratamiento térmico de temple a 900 °C y revenido a 350 °C sobre la microestructura y propiedades mecánicas en un hierro dúctil aleado con 0.24% de cromo (Cr) y 0.21% de niobio (Nb). Se evaluaron los cambios en dureza, tenacidad de impacto y resistencia al desgaste, sobre las transformaciones microestructurales observadas.

1. La adición combinada de Cr y Nb, favoreció la formación de carburos en la matriz metálica y en los límites de grano. El tratamiento térmico de temple no alteró significativamente la cantidad de carburos presentes.
2. El temple promovió la formación de una matriz martensítica, con morfología fina y dispersa en las muestras enfriadas en agua, y más homogénea y gruesa en las tratadas en aceite. Se observan bajos niveles de austenita retenida tras el temple: 1.2% en agua y 0.9% en aceite
3. La dureza incrementó notablemente con el tratamiento térmico: de 36.24 HRC en el material sin tratamiento a 49.84 HRC en agua y en 46.6 HRC en aceite tras el temple y hasta 58.1 HRC y de 55.08 HRC respectivamente después del revenido.
4. La resistencia al desgaste incrementó tras el temple, reduciendo la perdida de volumen a 0.968 mm³ (agua) y 1.047 mm³ (aceite). No obstante, el revenido generó un ligero aumento en la perdida por desgaste, en particular para el caso del enfriamiento en agua.
5. La energía de impacto disminuyó inicialmente tras el temple (4 J de agua y de 5 J en aceite), pero se recuperó parcialmente con el revenido (5.5 J en agua y 6.5 J en aceite), evidenciando una mejora en la tenacidad gracias al refinamiento de la martensita.
6. En comparación con estudios previos, como el de Chen et al (2019), los valores de dureza obtenidos en este trabajo son iguales o superiores, a pesar de emplear menores concentraciones de Nb, lo cual resalta el efecto positivo del cromo y la eficiencia del tratamiento de temple y revenido aplicado.

El tratamiento térmico de temple y revenido, combinado con una aleación balanceada de Cr y Nb, representa una estrategia eficaz para mejorar la dureza y la tenacidad del hierro dúctil, con una ligera penalización en la resistencia al desgaste. Esta alternativa resulta técnica y económicamente viables frente tratamientos más complejos como el austemperizado.

Agradecimientos.

Este trabajo ha sido realizado gracias al apoyo de la secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI) y de la Universidad Autónoma del Estado de Hidalgo (UAEH).

Referencias

Acosta Esqueda, M. A., Martínez Madrid, M., López, J. A., (2000). El tratamiento de los hierros nodulares en el mejoramiento de los materiales en la industria automotriz. Instituto Mexicano del Transporte.

Ahmed, M., Soliman, M., Youssef, M., Bähr, R., & Nofal, A. (2021). Effect of Niobium on the Microstructure and Mechanical Properties of Alloyed Ductile Irons and Austempered Ductile Irons. Metals, 11(5), 703. <https://doi.org/10.3390/met11050703> <https://doi.org/10.3390/met11050703>

ASM Handbook committee, (1985). ASM Handbook, volume 9, metallography and microstructures. ASM International, Alabama, Estados Unidos.

ASTM Committee (2010). Standard Test Method for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test. Annual book of ASTM Standards, 2–5. DOI: 10.1520/G0077-05R10

ASTM International. (2022). ASTM A327/A327M-22: Standard Test Methods for Impact Testing of Cast Irons. ASTM International.

Becerra Mayorga, C. Y. (2022). Efecto del tiempo y temperatura de austemperizado en la microestructura y propiedades mecánicas de un hierro dúctil austemperizado aleado con cromo y vanadio.

Becerra-Mayorga, C. Y., 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 (Especial7), 118–124. <https://doi.org/10.29057/icbi.v10iespecial7.9823>

Bedolla-Jacuinde, A. (2016). Niobium in Cast Irons. InTech. DOI: 10.5772/64498

Camero, S., Torres, G., Jiménez, H., (2015). Efecto del Niobio sobre el Comportamiento de Precipitación y Propiedades Mecánicas de un Acero de Bajo Carbono. Tribuna del Investigador, 16(22), 13.

Chen, X., Zhao, L., Zhang, W., Mohrbacher, H., Wang, W., Guo, A., & Zhai, Q. (2019). Effects of niobium alloying on microstructure, toughness and wear resistance of austempered ductile iron. Materials Science and Engineering: A, 760, 186-194.

Cruz Ramírez, A., Colin García, E., Chávez Alcalá, JF, Téllez Ramírez, J., & Magaña Hernández, A. (2022). Evaluación de CADI Baja Aleación con Cromo para Aplicación en Árboles de levas. Metales 2022, 12, 249. <https://doi.org/10.3390/met12020249>

Díaz del Castillo Rodríguez, F., (2007). Lecturas de ingeniería 3: hierros fundidos. Facultad de Estudios Superiores Cuautitlán, Cuautitlán Izcalli, México.

Du, Y., Wang, X., Zhang, D., Wang, X., Ju, C., & Jiang, B. (2021). A superior strength and sliding-wear resistance combination of ductile iron with nanobainitic matrix. Journal of Materials Research and Technology, 11, 1175-1183. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.01.104>

García, E. C., Ramírez, A. C., Alvarado, R. G. S., & Ríos, M. M. (2025). Comportamiento microestructural y mecánico de CADIs microaleados con molibdeno. *Pádi Boletín Científico de Ciencias Básicas e Ingenierías del ICBI*, 13(25), 11. <https://doi.org/10.29057/icbi.v13i25.13237>

García, E. C., Ruíz, M. A. V., Rósales, M. A. S., Ramírez, J. T., Hernández, A. M., & Ramírez, A. C. (2024). Comportamiento microestructural y de dureza en árboles de levas fabricados de hierro dúctil bajo diferentes medios de temple y revenido. *Pádi Boletín Científico de Ciencias Básicas e Ingenierías del ICBI*, 13(25), 10. <https://doi.org/10.29057/icbi.v13i25.13212>

Jenkins, R., Forrest R. D., (1990). ASM Handbook, volume 1, properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys. ASM International, Alabama, Estados Unidos.

Jiménez García, E. P., Becerra Mayorga, C. Y., Vargas Ramírez, M., Cardoso Legorreta, E., García Serrano, J. (2024). Efecto del austemperizado en un hierro dúctil aleado con cromo y niobio.

Jiménez Martínez, G., (2002). Tratamientos térmicos de recocido, temple y revenido, aplicados al acero inoxidable martensítico 416. Facultad de Estudios Superiores Cuautitlán, Cuautitlán Izcalli, México.

Li, S., He, M., Hu, G., Tian, Y., Wang, C., Jing, B., & Ping, D. (2022). Pearlite formation via martensite. *Composites Part B: Engineering*, 238, 109859. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2022.109859>

Muñiz Valdez, C. R., García Navarro, D., Galindo Valdés, J. S., Montes González, F. A., Almanza Casas, E., & Rodríguez Rosales, N. A. (2023). Determination of Corrosion Resistance of High-Silicon Ductile Iron Alloyed with Nb. *Metals*, 13(5), 917. <https://doi.org/10.3390/met13050917>

Nylen, T., (2005). Niobio en hierro fundido, Simposio Internacional sobre Niobio 2001, Orlando FL, EE.UU., 2 a 5 de diciembre de 2001, 1063–1080.

Pereira, L., Pasini, W., de Barcellos, V. (2025). Development of ductile iron alloy for ADI production using heated air in austempering. *REM - International Engineering Journal*. <https://doi.org/10.1590/0370-44672023780151>

Servicio Industrial, S.A. de C.V. (2013). Aceros SISA Elementos en la Aleación de los Aceros Especiales. Recuperado el 6 de junio de 2025. <https://sisa1.com.mx/wp-content/uploads/Aceros-SISA-Elementos-en-la-Aleacion-de-los-Aceros-Especiales.pdf>

Sckudlarek, W., Krmasha, M. N., Al-Rubaie, K. S., Preti, O., Milan, J. C., & da Costa, C. E. (2021). Effect of austempering temperature on microstructure and mechanical properties of ductile cast iron modified by niobium. *Journal of Materials Research and Technology*, 12, 2414-2425. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.04.041>