

Comportamiento microestructural y mecánico de CADIs microaleados con molibdeno Microstructural and mechanical behavior of CADIs microalloyed with molybdenum

E. Colin-García ^{a,*}, A. Cruz-Ramírez ^b, R.G. Sánchez-Alvarado ^a, M. Moreno-Ríos ^c

^a Departamento de Ingeniería Metalúrgica y Materiales, ESIQIE, Instituto Politécnico Nacional, 07738, Zacatenco, CDMX, México.

^b Departamento de Formación Profesional Genérica. Unidad Profesional Interdisciplinaria de Ingeniería campus Hidalgo – IPN, México.

^c División de Estudios de Posgrado e Investigación, Tecnológico Nacional de México/Instituto Tecnológico de Pachuca, 42080, Hidalgo, México.

Resumen

Los hierros dúctiles austemperizados con carburos son comúnmente llamados ADIs con carburos o CADIs, estos materiales presentan mayores valores de dureza y resistencia al desgaste que los ADIs convencionales. En este trabajo se fabricaron CADIs con adiciones de 0.1 y 0.3 % de molibdeno a la temperatura de austemperizado de 270 °C con tiempos de permanencia de 60, 90 y 120 min. Se utilizó microscopía óptica, análisis cuantitativo y DR-X para la evaluación microestructural, mientras que la evaluación mecánica consistió en dureza Rockwell C y desgaste bloque sobre anillo. Los resultados mostraron que el mayor contenido de molibdeno (0.3 %) propició la mayor formación de carburos en la matriz metálica (3.91 %). Se determinó la formación de la mayor cantidad de ausferrita para 90 minutos de tratamiento térmico para los hierros con las dos adiciones de molibdeno. Sin embargo, en el CADI-0.3Mo, se incrementó ligeramente la fracción volumen de austenita de alto carbono (11.5 %), obteniendo la mayor dureza de 42 HRC y la mayor resistencia al desgaste 0.52 mm³.

Palabras Clave: Microestructura, hierro dúctil, CADI, molibdeno, propiedades mecánicas, desgaste.

Abstract

Ductile irons austempered with carbides are commonly called ADIs with carbides or CADIs; these materials have greater values of hardness and wear resistance than conventional ADIs. In this work, CADIs were manufactured with additions of 0.1 and 0.3% of molybdenum at the austempering temperature of 270 °C with residence times of 60, 90, and 120 min. Optical microscopy, quantitative analysis and DR-X were used for microstructural evaluation, while the mechanical evaluation consisted of Rockwell C hardness and block on ring wear test. The results show that the higher molybdenum content (0.3%) led to the formation of carbide content in the metal matrix (3.91%). The formation of the largest amount of ausferrite was determined for 90 minutes of heat treatment for the irons with the two additions of molybdenum. However, in CADI-0.3Mo, the volume fraction of high carbon austenite was slightly increased (11.5%), obtaining the highest hardness of 42 HRC and the highest wear resistance of 0.52 mm³.

Keywords: Microstructure, ductile iron, CADI, molybdenum, mechanical properties, wear.

1. Introducción

Los hierros dúctiles con tratamiento térmico de austemperizado son llamados ADIs por su acrónimo en inglés. Estos materiales presentan una microestructura compuesta de nódulos de grafito inmersos en una matriz de ausferrita constituida por ferrita acicular (α_{Ac}) y austenita de alto carbono (γ_{HC}) (Mrzyglód *et al.*, 2015). La ausferrita confiere a los ADIs un incremento notable en sus propiedades mecánicas con respecto al hierro dúctil (DI) de colada, es decir, se incrementa la resistencia a la tensión, dureza y

resistencia al desgaste aunado a su bajo costo de producción y buena fluidez (Sellamuthu *et al.*, 2018).

Como un derivado de los ADIs, se desarrollaron los ADIs con carburos también llamados CADIs. Dentro de estos materiales, la microestructura se encuentra constituida por nódulos de grafito y carburos eutécticos dispersos en una matriz de ausferrita convencional. Los ADIs con carburos presentan una mayor dureza y la resistencia al desgaste que los ADIs convencionales, estas propiedades son atribuidas a los carburos eutécticos dentro de la matriz metálica de ausferrita (Patil *et al.*, 2014). La principal forma de introducir carburos dentro de la microestructura de los CADIs es con la

*Autor para la correspondencia: ecoling1400@alumno.ipn.mx

Correo electrónico: ecoling1400@alumno.ipn.mx (Eduardo Colin-García), alcruzr@ipn.mx (Alejandro Cruz-Ramírez), risanchez@ipn.mx (Ricardo Gerardo Sánchez-Alvarado), marisa.mr@pachuca.tecnm.mx (Marisa Moreno-Ríos).

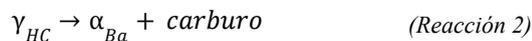
modificación de la composición química, es decir, disminuyendo elementos grafitizantes como el silicio o introduciendo elementos formadores de carburos a la composición química como el cromo, molibdeno o titanio (Gawhare *et al.*, 2015).

El proceso para la obtención de CADIs es en esencia el mismo que el utilizado por los ADIs y comienza con el austenitizado en el intervalo de temperaturas de entre 850 a 950 °C; sin embargo, la temperatura de 900 °C asegura una completa transformación hacia austenita inestable y evita la formación de granos con un tamaño excesivo (Colin *et al.*, 2023). El tiempo de permanencia utilizado generalmente es de una hora, aunque si se tiene una gran concentración de carburos eutécticos se pueden utilizar tiempos de hasta 7 horas (Handbook 15, 1990).

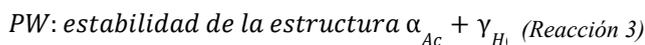
Al finalizar el proceso de austenitizado, se realiza un temple interrumpido en un baño de sales fundidas en un intervalo de temperaturas de entre 250 a 400 °C (Mrzyglód *et al.*, 2015). Durante el tratamiento isotérmico, se han reportado dos estados de transformación. En el estado I (Reacción 1), la austenita inestable se transforma a ferrita acicular y austenita de alto carbono (Eric *et al.*, 2004).



Si el tiempo isotérmico es excesivamente largo se inicia el estado II (Reacción 2), en donde la austenita de alto carbono se transforma en ferrita bainítica y carburo épsilon (ϵ) o carburo de hierro (Fe_3C), esta reacción no es deseable debido a que causa fragilización y modifica las propiedades mecánicas (Eric *et al.*, 2004).



Dentro de los dos estados de transformación se ha encontrado que existe una ventana en el proceso. Durante este intervalo de tiempo, se obtiene la mayor cantidad de ausferrita y muy bajas cantidades de martensita, de acuerdo con la Reacción 3 (Gazda, 2010).



Se debe de tener un control sobre la cantidad de carburos dentro de la matriz metálica de los CADIs, ya que un exceso incrementaría la fragilidad del material, se obtendría una dureza excesiva y presentaría una gran resistencia al maquinado (Brandenberg & Hayrynen, 2002). Los carburos eutécticos de los CADIs deben de ser lo suficientemente aleados para no disolverse durante el austemperizado. Por esta razón se evita el uso del carburo de hierro, ya que este se disuelve en gran cantidad durante el proceso (Laino *et al.*, 2009).

Los hierros dúctiles austemperizados con carburos han obtenido una gran aceptación en diferentes sectores industriales como en la construcción, automotriz, minera, ferrocarrilera. Sin embargo, sus principales aplicaciones se enfocan en el sector agrícola (Hayrynen & Brandenberg, 2002).

Debido a las características de desgaste y dureza de los CADIs, se han desarrollado investigaciones con diferentes

elementos formadores de carburos. Colin *et al.* (2023), estudiaron el efecto de la adición de 0.28 %Cr en CADIs obtenidos a temperaturas de austemperizado de 265 y 305 °C. Los resultados mostraron que la mayor dureza (41 HRC) y el menor desgaste (0.42 mm^3) se obtuvo a la temperatura de 265 °C. Becerra *et al.* (2022) estudiaron las adiciones de 0.45 %Cr y 0.2 %V sobre la cinética de transformación de austemperizado a 285 °C. Concluyeron que la matriz metálica de ausferrita se obtuvo a los 60 min y la ventana del proceso entre los 30 y 90 min. Arano *et al.* (2012), estudiaron CADIs aleados con cromo y molibdeno, determinaron que al finalizar el austemperizado se obtuvo una elevada dureza de 46 HRC en combinación con una aceptable tenacidad y elevada resistencia al desgaste.

Las investigaciones sobre los CADIs son escasas y generalmente se enfocan en el efecto de la temperatura de austemperizado. Por esta razón, este trabajo tiene como objetivo obtener el comportamiento microestructural y mecánico de dureza y desgaste en ADIs con carburos microaleados con 0.1 y 0.3 %Mo a una temperatura de austemperizado de 265 °C y diferentes tiempos isotérmicos.

2. Metodología experimental

2.1. Fabricación del hierro dúctil

Los hierros dúctiles aleados con 0.1 y 0.3 %Mo fueron fundidos en un horno de inducción sin núcleo a una temperatura de 1520 °C utilizando retorno de hierro, acero 1018, metal sored de bajo azufre, Fe-Si (75 %), Fe-Mo (63 %) y grafito. Se utilizó el proceso sándwich para la nodulización con Noduloy 9C3 y pedacearía de acero 1018. Se llevó a cabo una inoculación temprana con Calcifer (1 % de la carga). El metal fundido de cada hierro dúctil fue vaciado a una temperatura de 1485 °C en moldes de arena en verde con preformas de placas de 120 mm de largo, 40 mm de ancho y espesores de 4.3, 8.5, 12.7, 16.9, 21.1, y 25.4 mm. Para este estudio se utilizó el espesor de 25.4 mm mostrado en la Figura 1.

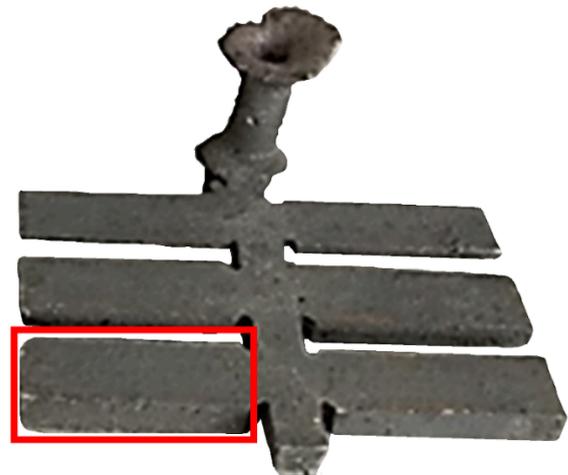


Figura 1. Pieza obtenida del proceso de fusión.

2.2. Tratamiento isotérmico de austemperizado

El proceso del tratamiento isotérmico de austemperizado comenzó con el austenitizado, las muestras se colocaron dentro de un horno eléctrico a una temperatura de 900 °C con un tiempo de permanencia de 60 min. Posteriormente, las muestras se retiraron y transfirieron rápidamente a un segundo horno eléctrico, el cual contenía una mezcla de sales fundidas (50 %KNO₃ y 50% NaNO₃) a la temperatura constante de 270 °C. Las muestras se extrajeron del baño de sales después de un tiempo de permanencia de 60, 90 y 120 minutos para finalmente ser enfriadas al aire hasta temperatura ambiente. La Figura 2 muestra el ciclo térmico del tratamiento de austemperizado.

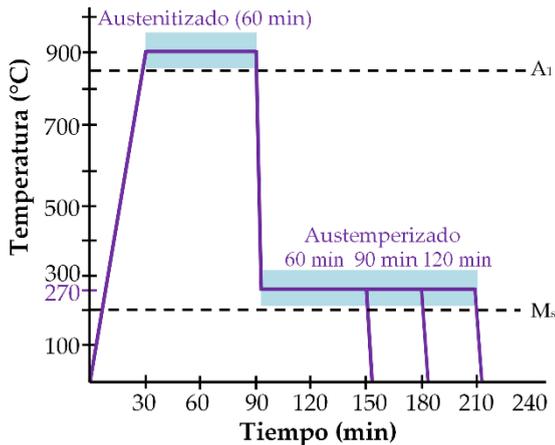


Figura 2. Ciclo térmico de austemperizado.

2.3. Evaluación microestructural

La evaluación microestructural de las muestras en condición de colada y de los CADIs, se llevó a cabo con metalografía convencional. El desbaste se realizó con papel abrasivo de grados 80, 120, 220, 320, 400, 600 y 1000. Las muestras se pulieron con una solución de alúmina (10 %) en un paño de pelo corto y agua como lubricante. Se realizó un ataque con nital al 3 % y con una solución de persulfato de amonio ((NH₄)₂S₂O₈) al 10 % para revelar exclusivamente la formación de carburos. Finalmente, se obtuvieron micrografías de los DIs y CADIs a magnificaciones de 100 y 500 aumentos en un microscopio óptico de platina invertida Olimpus PMG-3.

El análisis cuantitativo de los nódulos de grafito se realizó con las micrografías en estado de pulido y el software Image J considerando el método de área para la determinación de la nodularidad de acuerdo con la Ecuación 1, y el tamaño de nódulo con la Ecuación 2. Se ha reportado que el método de área presenta resultados más confiables que el método de conteo de partículas (Colin *et al.* 2024).

$$\% \text{Nod} = \frac{\text{Área de nódulos}}{\text{Área de partículas totales}} \times 100 \quad (\text{Ec. 1})$$

$$NS_{\text{avg}} = (2) \left(\sqrt{Av\pi^{-1}} \right) \quad (\text{Ec. 2})$$

donde NS es el tamaño de nódulo promedio, Av es el tamaño de nódulo obtenido del software image J.

El análisis cuantitativo de las fases y microconstituyentes se llevó a cabo con el software Image J para las muestras en

condición de colada y los CADIs atacados con nital y persulfato de amonio.

La identificación de fases se realizó con la técnica de difracción de rayos X utilizando una radiación monocromática Cu K α_1 en un intervalo 2 θ de 20 a 110 grados con un difractómetro Bruker.

La matriz ausferrítica se determinó utilizando el método microestructural de austenita de alto carbono, mediante los difractogramas y los modelos matemáticos reportados por Miller (1964) en las Ecuaciones 3-5.

$$Y_{HC} = \frac{1.4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}} \quad (\text{Ec. 3})$$

$$I_{\gamma} = \frac{I_{\gamma 200} + I_{\gamma 220}}{2} \quad (\text{Ec. 4})$$

$$I_{\alpha} = I_{\alpha 211} \quad (\text{Ec. 5})$$

2.4. Evaluación de las propiedades mecánicas

La evaluación de la dureza se llevó a cabo utilizando el procedimiento reportado en la norma ASTM E 18. Se utilizó un durómetro Wilson 3T TBRB con una carga de 150 kg y un indentador de diamante con punta piramidal. Se reportó el promedio de 5 indentaciones y su desviación estándar.

El ensayo de desgaste bloque sobre anillo, se llevó a cabo utilizando la norma ASTM G 77. Se utilizó una máquina TE 53SLIM® con muestras cúbicas de 12.7 mm de lado sin lubricación. La pérdida en volumen fue obtenida utilizando la Ecuación 6. Se reportó el promedio de 3 ensayos con su desviación estándar.

$$V = \frac{D^2 t}{8} \left[2 \sin^{-1} \frac{b}{D} - \sin \left(2 \sin^{-1} \frac{b}{D} \right) \right] \quad (\text{Ec. 6})$$

donde V es el volumen de la huella de desgaste en mm³, D es el diámetro del anillo de desgaste en mm, t es la anchura del bloque de prueba en mm y b es el ancho medio de la huella de desgaste en mm³.

3. Resultados y su análisis

3.1. Evaluación microestructural de los hierros dúctiles en condición de colada (DIs)

La composición de los hierros dúctiles microaleados con 0.1 y 0.3 %Mo (DI-0.1Mo y DI-0.3Mo) se muestran en la Tabla 1. Los contenidos de carbono, silicio, fósforo y azufre se encuentran dentro del rango de composición química reportado para los hierros dúctiles. El contenido de magnesio en los dos hierros se encuentra dentro del rango para formación de esferoides de grafito (Handbook 15, 1990). El manganeso es un elemento formador de perlita y refuerza el efecto de los elementos formadores de carburos (Lei *et al.*, 2014). El molibdeno es un formador de carburos, incrementa la austemperabilidad (evita la formación de perlita durante el proceso de austemperizado) e incrementa la templabilidad (Sadighzadeh, 2015). Se obtuvo un bajo contenido de silicio para formar una mayor cantidad de carburos sin elevadas adiciones de molibdeno (Gawhare *et al.*, 2015), mientras que

los elementos níquel, cobre y aluminio son remanentes del proceso de fusión.

Tabla 1. Composición química de los hierros dúctiles (% peso)

Muestra	C	Si	Mn	P	S
DI-0.1Mo	4.0	1.89	0.45	0.03	0.02
DI-0.3Mo	4.01	1.9	0.40	0.04	0.02
	Mg	Mo	Ni	Cu	Al
	0.043	0.13	0.2	0.1	0.0
	0.062	0.31	0.1	0.1	0.1

Las micrografías del DI-0.1Mo y DI-0.3Mo en condición de colada se muestran en la Figura 3. En las muestras en estado de pulido de los dos hierros dúctiles microaleados con molibdeno se observa una correcta nodularidad y distribución de nódulos; sin embargo, en el DI-0.3Mo se encuentra un mayor conteo nodular y una distribución más amplia de tamaños de nódulo. En las muestras atacadas con nital, se observa una matriz metálica ferrítico-perlítica, mientras que, con las muestras atacadas con persulfato de amonio, se observan carburos eutécticos en forma de placa (Colin *et al.* 2024) los cuales incrementan su cantidad con el aumento de la adición de molibdeno.

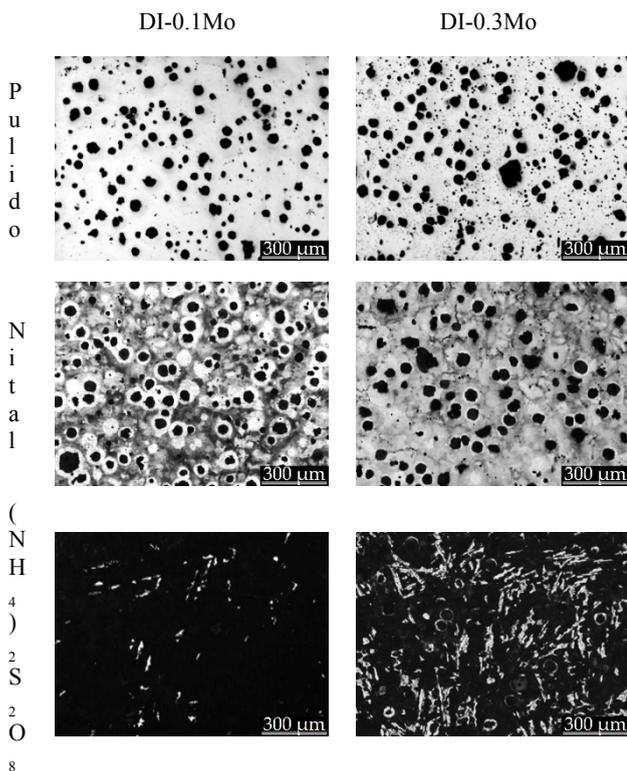


Figura 3. Micrografías en estado de pulido, atacadas con nital y persulfato de amonio de los DIs microaleados con molibdeno.

Con la adición de 0.1 %Mo se obtuvo un conteo nodular de 181 nod/mm², un tamaño nodular de 30 μm y una nodularidad de 86 %. Al incrementar el contenido de molibdeno a 0.3 % se obtuvo un menor conteo de nódulos (159 nod/mm²) y disminuyó la nodularidad (81 %); sin embargo, el tamaño de nódulo aumentó (36 μm). Se ha reportado que al aumentar el contenido de Mo, el conteo nodular disminuye, lo cual influye en la segregación de los

elementos para formar carburos (Saal *et al.*, 2016). La Figura 3 para el DI-0.3Mo muestra una mayor cantidad de pequeños nódulos de grafito, con tamaños menores a 10 μm, en esta cuantificación, las partículas menores a 10 μm se descartaron del análisis del conteo nodular debido a que pueden ser microporosidades o inclusiones no metálicas (Colin *et al.* 2024). Se reportó un comportamiento similar en las características nodulares en hierros dúctiles aleados con 0.14 y 0.38 % molibdeno (Hernandez *et al.*, 2015).

En el DI-0.1Mo se obtuvieron fracciones volumen de perlita, ferrita, carburos y grafito con valores de 70.03, 16.62, 3.4 y 9.94 %, respectivamente. Mientras que con la adición de 0.3 %Mo se incrementó la cantidad de perlita (73.13 %), carburos (8.17 %) y grafito (10.1 %), mientras que la ferrita disminuyó (8.59 %). El incremento en la cantidad de carburos se atribuye a la cantidad de manganeso dentro de la composición química, la cual incrementa el efecto del molibdeno como un elemento formador de carburos (Handbook 15, 1990), en combinación con una baja cantidad de silicio como elemento grafitizante (Gawhare *et al.*, 2015). Un comportamiento similar en la fracción volumen de perlita y carburos ha sido reportado previamente (Han *et al.*, 2015a). Sin embargo, también se ha reportado (Franzen *et al.*, 2020), (Hernandez *et al.*, 2015) que el molibdeno incrementa la fracción volumen de ferrita en un rango de 0.1 a 0.3 % y puede suprimir la formación de carburos.

3.2. Evaluación microestructural de los hierros dúctiles austemperizados con carburos microaleados (CADIs)

Durante el austenizado, las fases y microconstituyentes como la ferrita, carburos y perlita se transforman en austenita inestable (Apraiz, 2000). Sin embargo, los carburos suficientemente aleados se vuelven estables al proceso de austenizado (Laino *et al.*, 2009). La Figura 4 muestra una reducción en la cantidad de carburos eutécticos con respecto a la Figura 3 en las muestras atacadas con persulfato de amonio ((NH₄)₂S₂O₈), esta disminución se atribuyó a que principalmente los carburos de hierro se transforman en austenita inestable durante el proceso de austenizado (Laino *et al.*, 2009). Los carburos obtenidos se encuentran dispersos dentro de la matriz metálica de ausferrita en los CADIs microaleados con 0.1 y 0.3 %Mo. Se ha reportado que durante el enfriamiento de los hierros dúctiles aleados con molibdeno, se generan carburos del tipo Fe₃C, (Fe₂Mo)C (Han *et al.*, 2015a). En este trabajo debido a los bajos contenidos de silicio, se formaron principalmente carburos de hierro o cementita (Gawhare *et al.*, 2015), de los cuales una fracción se disolvió durante el austenizado reduciendo el contenido de carburos, obteniendo 1.4 y 3.91 % para el CADI-0.1Mo y CADI-0.3Mo, respectivamente. Un comportamiento similar sobre la disolución de carburos durante el austemperizado ha sido reportado previamente en CADIs aleados con cromo y molibdeno (Arano *et al.*, 2012).

CADI-0.1Mo

CADI-0.3Mo

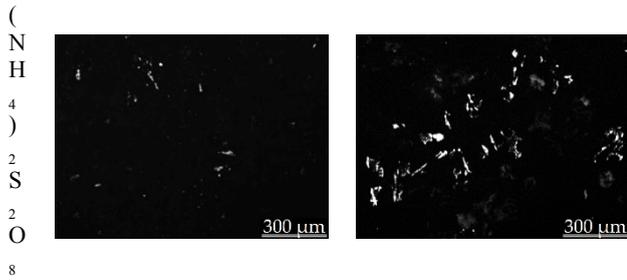


Figura 4. Carburos obtenidos en los CADIs fabricados.

Las micrografías de la evolución microestructural de los CADIs con 0.1 y 0.3 %Mo se muestran en la Figura 5. En el ADI-0.1Mo con un tiempo de permanencia de 60 min, se obtuvo una microestructura constituida por nódulos de grafito y carburos eutécticos inmersos en una matriz metálica de martensita y ausferrita de acuerdo con el estado I de austemperizado (reacción 1). Al incrementar el tiempo a 90 min, la matriz presentó la mayor cantidad de ausferrita de acuerdo con la reacción 3. Para el tiempo de 120 min, la austenita de alto carbono se transformó en ferrita bainítica con carburos, lo que se atribuye al comienzo del estado II de austemperizado (reacción 2). Un comportamiento similar en la cinética de transformación se determinó para el ADI-0.3Mo, ya que bajos contenidos de molibdeno no modifican los estados transformación y solo tiene un pequeño efecto sobre la ventana del proceso (Sadighzadeh, 2015). Además, la ausferrita formada con la adición de 0.3 Mo es más fina que la obtenida con la adición de 0.1 %Mo, este comportamiento se atribuye a que existe mayor cantidad de nódulos (menores a 10 μm), y carburos, los cuales tienen un efecto en la fijación del tamaño de grano. Estos factores aceleran la nucleación de la ferrita acicular y refinan los granos de la ferrita (Han *et al.*, 2015a). Además, el CADI-0.3Mo presenta un mayor contenido de carburos eutécticos en la matriz debido a que el molibdeno se segrega acumulándose en las últimas áreas en solidificar promoviendo la formación de carburos de molibdeno (Franzen *et al.*, 2020).

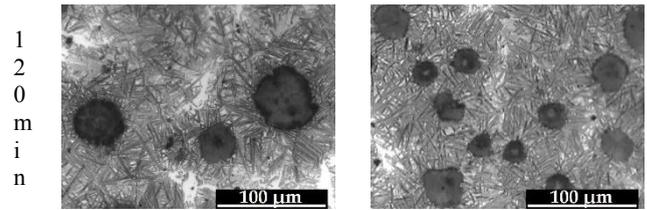
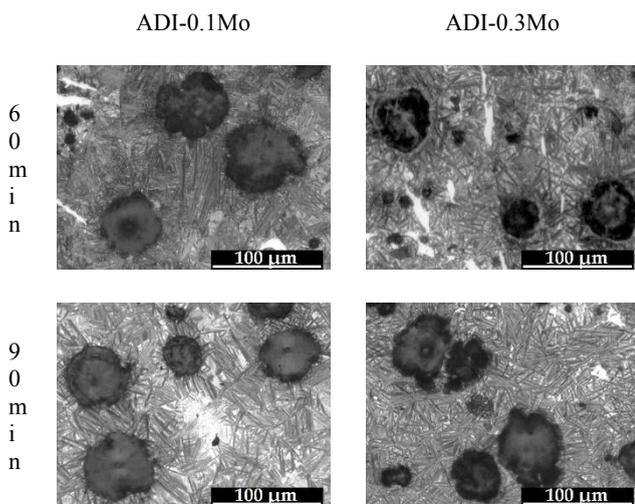
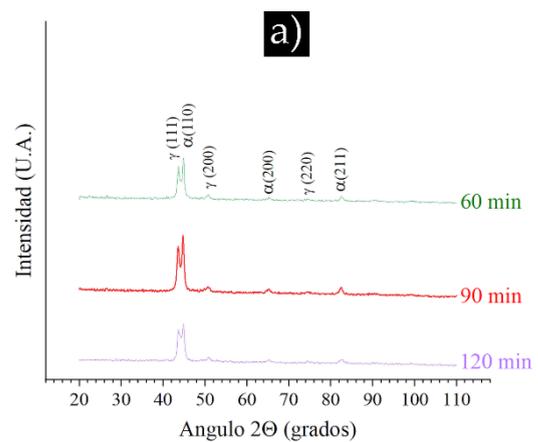


Figura 5. Evolución microestructural de los CADIs microaleados con 0.1 y 0.3 %Mo

Los difractogramas obtenidos para los CADIs aleados con 0.1 y 0.3 %Mo se muestran en las Figuras 6a y 6b. El análisis de difracción de rayos X mostró principalmente la formación de la matriz metálica, constituida principalmente de ausferrita, esto es, ferrita acicular y austenita de alto carbono. Los planos identificados para la austenita de alto carbono (FCC) fueron: $\gamma_{HC}(111)$, $\gamma_{HC}(200)$, y $\gamma_{HC}(220)$, mientras que para la ferrita acicular (BCC) fueron: $\alpha_{Ac}(110)$, $\alpha_{Ac}(200)$, y $\alpha_{Ac}(211)$ (Zhang *et al.*, 2018).

Los picos identificados en el intervalo 2θ de 41 a 47 grados, corresponden a los picos de austenita $\gamma_{HC}(111)$ y ferrita $\alpha_{Ac}(110)$, estos se traslapan en los dos CADIs y es un comportamiento que indica la formación de la ausferrita. Con las dos adiciones de molibdeno el plano de austenita $\gamma_{HC}(111)$ muestra la mayor intensidad a los 90 min debido a la mayor formación de austenita de alto carbono, lo cual es un indicativo de la matriz ausferrítica. Este comportamiento fue atribuido a la disminución del potencial de nucleación de la ferrita acicular (Bendikiene *et al.*, 2021). Sin embargo, los picos obtenidos con las adiciones de 0.3 %Mo presentan una mayor intensidad. Un comportamiento similar sobre el incremento en la intensidad de los planos de austenita ha sido reportado previamente en CADIs aleados con Mo, Cr, y Cu (Pedro & Dommarco, 2019).



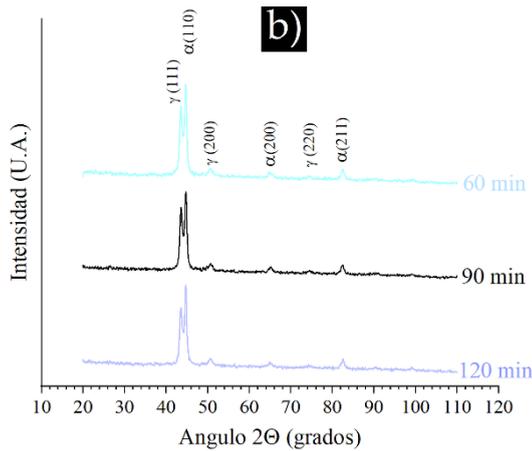


Figura 6. Difractogramas de los CADIs a diferentes tiempos de austemperizado a) CADI-0.1Mo y b) CADI-0.3 Mo.

La fracción volumen de la austenita de alto carbono para los CADIs tratados térmicamente a diferentes tiempos se obtuvieron con las Ecuaciones (3-5) y los difractogramas de las Figuras 6a y 6b.

La Figura 7 muestra la fracción volumen de la austenita de alto carbono para el CADI-0.1Mo y CADI-0.3Mo. Los dos CADIs presentan fracciones volumen de austenita de alto carbono similar en el intervalo de 8 a 12 %. Se ha reportado que mayores adiciones de molibdeno tienen un pequeño cambio en la fracción volumen de la austenita de alto carbono (Sadighzadeh, 2015). En adición, la mayor fracción volumen de austenita de alto carbono se determinó entre los 90 y 120 min correspondiente a la matriz de ausferrita.

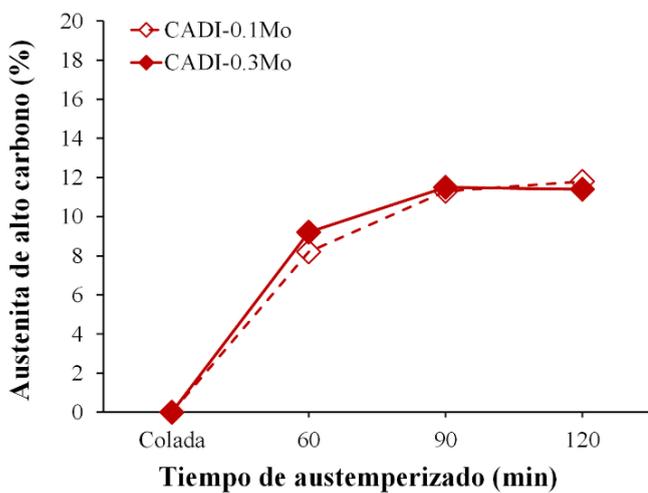


Figura 7. Efecto del tiempo de austemperizado sobre la austenita de alto carbono.

3.3. Evaluación de las propiedades mecánicas

El efecto del tiempo de austemperizado sobre la dureza de los DIs y CADIs se muestra en la figura 8. Las menores durezas fueron obtenidas en la estructura de colada debido a la matriz metálica perlítico-ferrítica. Un comportamiento similar ha sido previamente reportado en hierros dúctiles y CADIs obtenidos a diferentes temperaturas de austemperizado (Mahadik *et al.*, 2017).

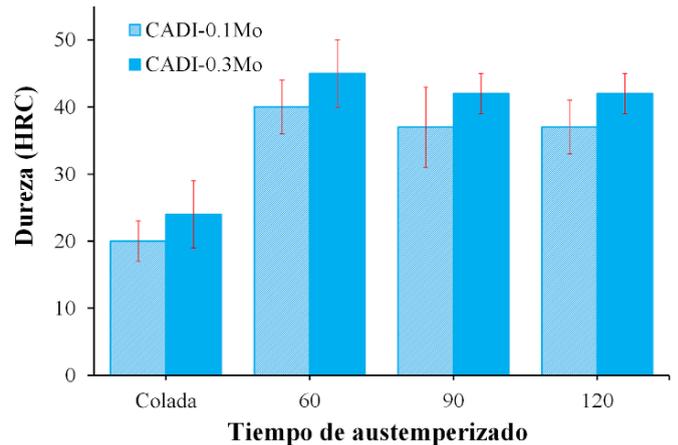


Figura 8. Efecto del tiempo de austemperizado sobre la dureza de los CADIs aleados con 0.1 y 0.3 %Mo.

Los CADIs aleados con 0.1 y 0.3 %Mo mostraron un comportamiento similar durante el austemperizado. A los 60 min se obtuvieron los mayores valores de dureza debido a que a este tiempo se encuentra presente la mayor cantidad de martensita en combinación con la ausferrita, de acuerdo con la reacción I de austemperizado. La martensita incrementa la dureza debido a que presenta mayor dureza que la ausferrita (Wang *et al.*, 2017). A los 60 min de tratamiento isotérmico la dureza disminuyó porque se tiene solo un remanente de martensita maximizando la cantidad de ausferrita, de acuerdo con la reacción (3). Con el tiempo de 120 min la dureza incrementó ligeramente debido a la formación de carburos atribuidos a el estado de II de austemperizado. Las mayores durezas se obtuvieron con el ADI con carburos aleado con 0.3 %Mo, esto se atribuyó a la mayor fracción volumen de carburos dentro de la matriz, a la ausferrita más fina y a la mayor cantidad de molibdeno dentro de la ferrita (Han et al, 2015a). Un comportamiento similar sobre la obtención de la matriz de ausferrita a los 90 min utilizando dureza Brinell, ha sido reportado previamente en ADIs con adiciones de 0.3 %Mo y 1.2 %Ni (Padan, 2012).

La pérdida en volumen durante el desgaste de los CADIs aleados con 0.1 y 0.3 %Mo se muestra en la figura 9. El mayor volumen perdido fue obtenido para las muestras de colada (DI-0.1Mo y DI-0.3Mo), este comportamiento se atribuye a que la matriz metálica perlítico-ferrítica presenta menor dureza y por lo tanto menor oposición al desgaste (Colin *et al.*, 2023).

La menor pérdida en volumen para las dos adiciones de molibdeno se obtuvo para los tiempos de austemperizado de 60 min, este comportamiento se atribuyó a la mayor cantidad de martensita con los carburos y menor cantidad de ausferrita lo cual incrementó la resistencia al desgaste. Se ha reportado que la martensita presenta una mayor dureza y ligeramente una menor pérdida en volumen que la ausferrita con bajas cantidades de austenita de alto carbono (Lerner & Kingsbury, 1998). A los 90 min se presentó la mayor pérdida en volumen de las muestras austemperizados con 0.68 y 0.52 mm³ para los CADIs aleados con 0.1 y 0.3 %Mo, respectivamente, este comportamiento se atribuye a que durante este tiempo se obtiene la matriz de ausferrita y la mayor fracción volumen de austenita de alto carbono la cual es considerada una fase con baja dureza (Putatunda *et al.*, 2006). Mientras que a los

120 min la resistencia al desgaste incrementó debido a la formación de carburos dentro de la matriz metálica, de acuerdo con la reacción 2 de austemperizado (Colin et al., 2023). Este comportamiento ha sido reportado previamente en ADIs con diferentes cargas de desgaste en ADIs aleados con 0.3 %Mo y 0.6 %Cu (Setia et al., 2015).

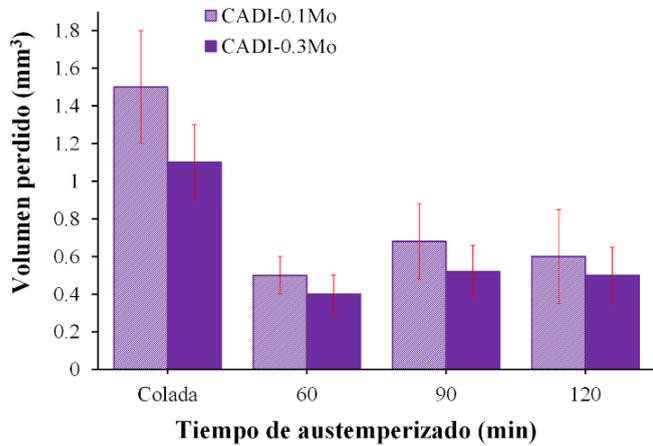


Figura 9. Efecto del tiempo de austemperizado sobre el desgaste de los CADIs aleados con 0.1 y 0.3 %Mo.

El CADI-0.3Mo presenta una mayor resistencia al desgaste para los diferentes tiempos de austemperizado debido a que la matriz metálica presenta una mayor fracción volumen de carburos los cuales reforzaron la microestructura generando mayor resistencia al desgaste (Pedro & Dommarco, 2019). Un comportamiento similar ha sido reportado previamente en CADIs aleados con vanadio (Han, 2015b), al incrementar la cantidad de vanadio incrementa la fracción volumen de carburos reforzando la matriz metálica y generando menor desgaste.

Conclusiones

Se estudio el efecto de las adiciones de 0.1 y 0.3 % molibdeno en la microestructura y propiedades mecánicas de CADIs. Se obtuvieron las siguientes conclusiones:

1. Al incrementar la cantidad de molibdeno, se obtiene una mayor fracción volumen de carburos dentro de la matriz metálica obteniendo 3.4 y 8.17 % para el DI-0.1Mo y DI-0.3Mo, respectivamente.
2. El proceso de austemperizado promovió una disminución de la fracción volumen de carburos en la matriz ausferrítica, obteniendo 1.4 y 3.91 % para el CADI-0.1Mo y CADI-0.3Mo, respectivamente.
3. El mayor contenido de ausferrita se determinó a los 90 min de acuerdo con los métodos de dureza y austenita de alto carbono para los CADIs evaluados.
4. La mayor dureza de 42 HRC y resistencia al desgaste con 0.52 mm³ en las matrices de ausferrita (90 min) se obtuvieron en el CADI-0.3Mo debido a que los carburos formados reforzaron la matriz metálica.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer a las instituciones CONAHCYT, Estancias posdoctorales por México, SNI y SIP-Instituto Politécnico Nacional, por su permanente asistencia al grupo de metalurgia de procesos del

departamento de ingeniería metalúrgica y materiales de la ESIQIE.

Referencias

- Apraiz Barreiro J., 2000. Tratamientos térmicos de los aceros. CiE DOSSAT, Madrid, España.
- Arano, L. G., García, H. J. A., Basso, A. D., Ruiz, T. G.A., (2012). Fabricación de una pieza de prototipo de hierro CADI. Memorias del XVIII congreso internacional anual de la SOMIM. 19-21 de septiembre Guanajuato, México, 815-819.
- ASM Handbook commite, (1990). ASM Handbook volume 15 casting. ASM International, Alabama, E.U.
- 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. *Pádi Boletín Científico De Ciencias Básicas E Ingenierías Del ICBI*, 10 (Especial7), 118-124. DOI: 10.29057/icbi.v10iEspecial7.9823
- Bendikiene, R., Ciuplys, A., Cesnavicius, R., Jutas, A., Bahdanovich, A., Marmysh, D., Nasan, A., Shemet, L., Sherbakov, S., (2021). Influence of Austempering Temperatures on the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Cast Iron. *Metals* 11 (967), 1-15. DOI: 10.3390/met11060967
- Brandenberg, K., R., Hayrynen, K., L., (2003). Carbide Austempered Ductile Iron (CADI)-The New Wear Material. *AFS Transactions* 111, 1-6.
- Colin-García, E., Cruz-Ramírez, A., Sánchez-Alvarado, R. G., Suarez-Rósaes, M. A. (2023). Efecto de la temperatura de austemperizado en CADIs aleados con cromo. *Pádi Boletín Científico De Ciencias Básicas E Ingenierías Del ICBI*, 11 (Especial5), 102-108. DOI: 10.29057/icbi.v11iEspecial5.11809
- Colin-García, E., Sánchez-Alvarado, R. G., Cruz-Ramírez, A., Suarez-Rosaes, M. A., Portuguese-Pardo, L., Jimenez-Lugos, J. C., (2024). Effect of regular thickness on the microstructural and quantitative analysis for a Hypo-eutectic ductile iron alloyed with Ni and V. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy* 60 (1), 15-31. DOI: 10.2298/JMMB231114002C
- Eric, O., Jovanovic, M., Sidjanin, L., Rajnovic D., (2004). Microstructure and mechanical properties of CuNiMo austempered ductile iron. *Journal of Mining and Metallurgy* 40 B (1), 11-19. DOI: 10.2298/JMMB0401011E
- Franzen, D., Pustal, B., Bührig-Polaczek, A., (2020). Mechanical properties and impact toughness of molybdenum alloyed ductile iron. *International Journal of Metalcasting* 15, 983-994. DOI: 10.1007/s40962-020-00533-z
- Gawhare S., Harne M., Patil S., (2015). Effect of chemical composition and austempering temperature on properties of CADI. *International Journal of Advanced Technology in Engineering and Science* 3, 184-193.
- Gazda, A., (2010). Analysis of decomposition processes of ausferrite in copper-nickel austempered ductile iron. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry* 102, 923-930. DOI: 10.1007/s10973-010-0804-y
- Han Ch. F., Wang Q. Q., Sun Y. F., Li J., (2015a). Effects of molybdenum on the wear resistance and corrosion resistance of carbide austempered ductile iron. *Metallography, Microstructure, and Analysis* 4, 298-304. DOI: 10.1007/s13632-015-0215-3
- Han, Ch. F., Sun, Y. F., Wu, Y., Ma, Y. H., (2015b). Effect of vanadium and austempering temperature on microstructure and properties of CADI. *Metallography, Microstructure, and Analysis* 4, 135-145. DOI: 10.1007/s13632-015-0197-1
- Hernandez-Avila, J., Salinas-Rodriguez, E., Cerecedo-Saenz, E., Rivera-Landero, I., Cardoso-Legorreta, E., Reyes-Valderrama, M. I., (2015). The effect of molybdenum on the microstructure of nodular iron. *European Scientific Journal* 11, 377-388.
- Laino S., Sikora J. A., Dommarco R. C., (2009). Influence of chemical composition and solidification rate on the abrasion and impact properties of CADI. *ISIJ International* 49, 1239-1245. DOI: 10.2355/isijinternational.49.1239
- Lei, R., Wei-Wei, T., Shuang-jun, W., Mao-peng, G., Guo-xiang, C., (2014). Influence of the composition ratio of manganese and copper on the mechanical properties and the machining performance of ductile iron. *Indian Journal of Engineering & Materials Sciences* 21, 573-579.
- Lerner, Y. S., Kingsbury, G. R., (1998). Wear resistance properties of austempered ductile iron. *JMEPEG* 7, 48-52. DOI: 10.1007/s11665-006-5003-4

- Mahadik S. P., Harne M. S., Raka V. B., (2017). Study on the effect of austempering temperature and time on the corrosion resistance of carbidic austempered ductile iron (CADI) material. *Journal of Advances in Science and Technology* 13, 234-240.
- Miller R. L., (1964). A rapid method for the determination of retained austenite. *Transactions ASM* 57, 892-899.
- Mrzyglód, B., Kowalski, A., Olejarczyk-Woźenska, I., Adrian, H., Głowacki, M., Opaliński, A., (2015). Effect of heat treatment parameters on the formation of ADI microstructure with additions of Ni, Cu, Mo. *Archives of Metallurgy and Materials* 60 (3), 1941-1948.
DOI: 10.1515/amm-2015-0330
- Padan, D. S., (2012). Microalloying in austempered ductile iron (ADI). *AFS Proceedings* 12-019, 1-12.
- Patil, S. A., Pathak, S. U., Likhite, A., (2014). Development and wear analysis of carbidic austempered ductile iron (CADI). *IJRSET* 3, 9652–9657.
- Pedro, D. I., Dommarco, R. C., (2019). Rolling contact fatigue resistance of carbidic austempered ductile iron (CADI). *Wear* 418-419, 94-101.
DOI: 10.1016/j.wear.2018.11.005
- Putatunda, S. K., Kesani, S., Tackett R., Lawes G., (2006). Development of ausferrite free ADI (austempered ductile cast iron). *Materials Science and Engineering: A* 435-436, 112-122. DOI: 10.1016/j.msea.2006.07.051
- Sadighzadeh Benam, A., (2015). Effect of alloying elements on austempered ductile iron (ADI) properties and its: review. *China Foundry* 12 (1), 54-70.
- Saal, P., Meier, L., Li, X., Hofmann, M., Hoelzel, M., Wagner, N. J., Volk, W., (2016). In Situ Study of the Influence of Nickel on the Phase Transformation Kinetics in Austempered Ductile Iron. *Metallurgical and Materials Transaction A* 47, 661–671. DOI: 10.1007/s11661-015-3261-1
- Sellamuthu, P., Samuel, D. G. H., Dinakaran, D., Premkumar, V. P., Li, Z., Seetharaman, P., (2018). Austempered ductile iron (ADI): Influence of austempering temperature on the microstructure, mechanical and wear properties and energy consumption. *Metals* 8, 1-12.
DOI: <https://doi.org/10.3390/met8010053>
- Setia, P., Sharma, J. D., Sharma, S. (2015). Effect of Wear Load and Heat Treatment Parameters on Wear Characteristics of ADI. *i-manager's Journal on Material Science*, 3 (3), 22-32. DOI: 10.26634/jms.3.3.3672
- Wang, B., Barber, G. C., Tao, C., Sun, X., Ran, X., (2017). Characteristics of tempering response of austempered ductile iron. *Journal of Materials Research and Technology* 7 (2), 198-202.
DOI: 10.1016/j.jmrt.2017.08.011
- Zhang, H., Wu, Y., Li, Q., Hong, X., (2018). Mechanical properties and rolling-sliding wear performance of dual phase austempered ductile iron as potential metro wheel material. *Wear* 406–407, 156–165.
DOI: 10.1016/j.wear.2018.04.005