

Análisis del impacto del grafito chunky en la dureza de fundiciones de hierro dúctil aleadas con molibdeno.

Gustavo Amezcua-Santos^{1*}, Alejandro Cruz-Ramírez², Edgar Ernesto Vera-Cardenas¹, Marisa Moreno-Rios¹

¹ División de Estudios de Posgrado e Investigación, Tecnológico Nacional de México/Instituto Tecnológico de Pachuca, Carretera México-Pachuca Km. 87.5, C. P. 42080, Col. Venta Prieta, Pachuca de Soto, Hidalgo, México.

² Unidad profesional Interdisciplinaria de Ingeniería Campus Hidalgo, Instituto Politécnico Nacional, Carretera Pachuca-Actopan, Km. 1-500, San Agustín Tlaxiaca, C.P. 42162, México.

*Autor de correspondencia: m24201287@pachuca.tecnm.mx

Fecha de Envío: 21, octubre, 2026

Fecha de Aceptación: 12, febrero, 2026

Resumen

Este estudio examina la presencia del grafito chunky en fundiciones de hierro dúctil y en cómo este afecta sus propiedades. El grafito chunky es una morfología anómala y ramificada que puede perjudicar las características mecánicas de la fundición. Su presencia puede estar relacionada con aditivos nodulizantes como Mg, Ce, Si y otras tierras raras, así como con tiempos de solidificación prolongados. En esta investigación se estudiaron tres tipos de hierro dúctil: sin material aleante, con 0.1% y 0.3% de Molibdeno (Mo). Las tres muestras fueron tratadas térmicamente mediante un austenizado a 900°C durante 1 hora y posteriormente un austemperado a 270°C durante 15, 30 y 90 minutos. Se evaluó su composición química, microestructura y dureza Rockwell C. Los resultados indicaron que en las muestras sin aleación y en las que contenían un 0.1% de Mo, el tratamiento térmico favoreció la formación de grafito chunky. Mientras que, en la muestra con 0.3% de Mo, el tratamiento térmico generó una matriz de ausferrita. Este cambio en la matriz produjo un aumento en la dureza, alcanzando un máximo de 47.5 HRC, en contraste con la muestra sin tratamiento, que mostró una dureza de 14.5 HRC. Esta investigación muestra que la adición de 0.3% de molibdeno disminuyó la formación de grafito chunky por su efecto nodulizante y que, tras el tratamiento térmico, se genera una matriz más dura. Este estudio ofrecerá a las industrias automotriz, construcción, ferroviaria, metalmeccánica, entre otras, una solución para controlar esta morfología y producir componentes de hierro dúctil más duraderos y resistentes, como árboles de levas y dientes para cucharones de excavadoras, entre otras.

Palabras clave: Hierro dúctil, tratamiento térmico, grafito chunky, nodularidad.

Abstract

This study examines the presence of chunky graphite in ductile iron castings and how it affects their properties. Chunky graphite is an anomalous, branched morphology that can impair the mechanical characteristics of the casting. Its presence may be related to nodulizing additives such as Mg, Ce, Si, and other rare earths, as well as prolonged solidification times. In this research, three types of ductile iron were studied: without alloying material, with 0.1% and 0.3% molybdenum (Mo). The three samples were heat treated by austenitizing at 900°C for 1 hour and then austempering at 270°C for 15, 30, and 90 minutes. Their chemical composition, microstructure, and Rockwell C hardness were evaluated. The results indicated that in the samples without alloying and those containing 0.1% Mo, heat treatment favored the formation of chunky graphite. Meanwhile, in the sample with 0.3% Mo, heat treatment generated an ausferrite matrix. This change in the matrix produced an increase in hardness, reaching a maximum of 47.5 HRC, in contrast to the untreated sample, which showed a hardness of 14.5 HRC. This research shows that the addition of 0.3% molybdenum decreased the formation of chunky graphite due to its nodulizing effect and that, after heat treatment, a harder matrix is generated. This study will offer the automotive, construction, railway, and metalworking industries, among others, a solution to control this morphology and produce more durable and resistant ductile iron components, such as camshafts and teeth for excavator buckets, among others.

Keywords: Ductile iron, heat treatments, chunky graphite, nodularity.

1. Introducción

El hierro dúctil, también llamado grafito esferoidal se caracteriza por sus nódulos esféricos en comparación con el hierro gris que son laminares [1], [2]. Su estructura otorga propiedades mecánicas superiores, lo que permite su aplicación en diferentes áreas para la fabricación de cigüeñales, pistones, culatas de motor, entre otros [1]. La calidad de las fundiciones de hierro dúctil se ve afectada directamente por la morfología del grafito, cuya estructura ideal es esférica. Sin embargo, en ocasiones se observan estructuras de grafito no esféricas, como el grafito chunky que se caracteriza por ser interconectado y ramificado. Esta formación anómala, suele aparecer en el centro de la fundición, perjudicando sus propiedades mecánicas como la resistencia a la tracción y la elongación, aunque no impacta significativamente en la dureza ni la resistencia al rendimiento de manera significativa [3], [4]. La presencia de grafito chunky es una de las deformaciones más comunes en las fundiciones de los hierros dúctiles. Históricamente, se ha intentado prevenir su formación mediante el uso de tierras raras y nodulizantes como el antimonio (Sb), manganeso (Mg), cerio (Ce) y silicio (Si) entre otros. No obstante, se ha demostrado que tanto el uso escaso como el uso excesivo de estos aditivos pueden ser perjudiciales para la fundición, ya que pueden desencadenar la formación del grafito chunky [5], [6]. Estudios previos han tratado de explicar su origen, como, por ejemplo, la teoría de la burbuja de gas la cual explica que las burbujas de gas actúan como lugares ideales para la formación de nódulos de grafito esféricos esta teoría postula que la formación del grafito se crea desde el exterior hacia el interior de la burbuja [7]. En la figura 1 se puede observar la solidificación desde el exterior de la burbuja donde A) muestra una burbuja de gas flotando en el

hierro fundido, B) el carbono comienza a precipitarse desde el metal fundido y se deposita en la parte interna de la burbuja, C) muestra la acumulación de capas de grafito haciendo que el nódulo crezca, y finalmente el inciso D) muestra la burbuja de gas original ha sido completamente llenado por el grafito esférico y encapsulado por una envoltura austenítica [7] [8].



Figura 1. Teoría de la burbuja de gas [8].

La formación del grafito chunky en lugar de una formación esférica ocurre cuando el tiempo de solidificación es demasiado largo esto se debe a la falta de burbujas de gas de Mg (generando así una reducción en el número de núcleos de grafito en el hierro líquido y formando un grafito chunky interconectada el cual se presenta desde el inicio de la solidificación) lo que genera una reducción en el número de núcleos de grafito en el hierro líquido (mientras que el grafito chunky ramificado se atribuye a la micro segregación de elementos como cerio entre otros) [7]. En la figura 2 y figura 3 se observa las formaciones del grafito dependiendo de las impurezas y diferencia de presiones. Los factores importantes son:

1. Flotación del gas de Mg.
2. Presión y estado de Mg.
3. Homogeneización del silicio.

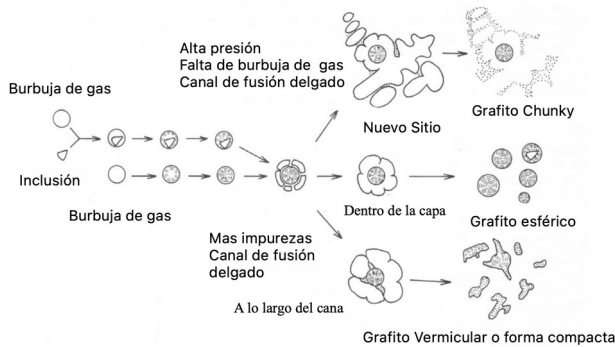


Figura 2. Formación de grafito en hierro fundido tratado con Mg [7].



Figura 3. Crecimiento de formas de grafito esférico, intermedio y grueso [7].

La causa del grafito chunky es de naturaleza compleja, los principales factores se encuentran la composición química y la velocidad de enfriamiento entre otros. Se puede tratar de prevenir teniendo precaución en:

1. Aumento de la velocidad de enfriamiento y solidificación.
2. Equilibrar el Ce (cerio) y tierras raras.
3. Reducción del contenido de silicio (Si).
4. Inoculación adecuada.

Por lo tanto, proponer una regla para la prevención del grafito chunky es de naturaleza compleja [8]. Este artículo tiene como objetivo analizar con base a la norma ASTM A247-17 [9], la formación y clasificación del grafito en muestras de hierro dúctil aleadas con molibdeno (Mo) tratadas térmicamente e identificar el grafito chunky y su relación con propiedades químicas y dureza.

2. Metodología

2.1 Tratamiento Térmico

Las muestras se obtuvieron de 3 lingotes fabricados previamente [10] con medidas de 4 x 12 x 1.5 cm (ver figura 4 a), sin alear y aleadas al 0.1 y 0.3% de Mo respectivamente. Los parámetros de los tratamientos térmicos que se realizaron a las muestras se presentan en la tabla 1. El austenizado se realizó en una mufla Barnstead Thermoly digital, la cual se muestra en la figura 4 b), el austemperado se realiza en una mezcla de sales NaNO₃ al 45% y KNO₃ de la marca Fermont al 55% en un horno eléctrico, como se muestra en la figura 4 c).

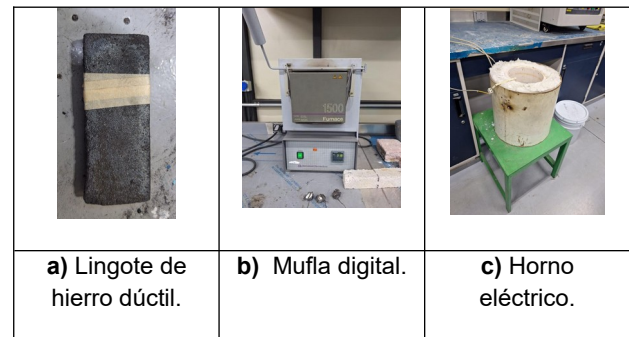


Figura 4. Tratamiento térmico de acero dúctil. a) Lingote, b) mufla digital y c) horno eléctrico.

Tabla 1. Temperaturas y tiempos aplicados en el tratamiento térmico

Probeta (% en peso)	Austenizado	Tiempo (min)	Austemperizado	Tiempo (min)
Sin alear	900 °C	60	270 °C	15, 30, 90
0.1% Mo				
0.3% Mo				

2.2 Caracterización metalográfica

Las muestras sin tratamiento y las tratadas térmicamente se obtuvieron de la parte media del lingote para garantizar una muestra representativa del material tal como lo

recomienda la norma ASTM E3-01 [11]. Se uso papel abrasivo de carburo de silicio con papel lija de granulometría de 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500 y 2000 y se pulieron con alúmina de 1.0 μm hasta alcanzar un acabado espejo. Se limpiaron en una tina ultrasónica con una mezcla de acetona y alcohol, secado con aire comprimido y posteriormente se atacaron químicamente con reactivo Nital al 3% de 10 a 30 segundos de acuerdo con la norma ASTM 407-07 [12], según la muestra. Para identificar microestructura, se usó un microscopio óptico metalográfico Olympus y software Infinity para adquisición de imágenes. La clasificación del grafito se realizó conforme la norma ASTM A247-17 [9] y el conteo y dimensionamiento de los nódulos con el software Image J [13].

2.3 Análisis químico

Las muestras de los hierros dúctiles sin alear y aleadas con 0.1 y 0.3% de molibdeno fueron evaluadas químicamente en un espectrómetro óptico PXC01 de emisión de chispa. Se realizaron 5 mediciones a lo largo de la superficie de la muestra y los resultados obtenidos se promediaron.

2.4 Dureza

Las pruebas de dureza Rockwell C se realizaron bajo la norma ASTM E18-07 [14] en un equipo PHASE II, se usó un indentador de punta de diamante y se aplicó una carga de 150 KgF. La dureza final reportada corresponde al promedio de 10 mediciones.

3. Resultados y discusión

3.1 Composición química

En la tabla 2 se presenta la composición química de las probetas.

Tabla 2. Composición química de las muestras.

Elemento % en peso	Sin alear	0.1 % Mo	0.3% Mo
C	3.2	3.9	3.95
Si	3.8	3.7	3.82
Mn	0.36	0.25	0.22
P	0.01	0.01	0.01
S	0.01	0.01	0.01
Mo	0.02	0.096	0.3

Como se puede observar la cantidad de carbono para todas las muestras fue de 3.2, 3.9 y 3.95%, de acuerdo estudios previos [9], en porcentajes mayores a 1% el carbono favorece a la ferrita, pero disminuye la estabilidad de los carburos. El % del silicio se presentó con 3.8, 3.7 y 3.82%, este elemento al igual que el carbono favorece a la ferrita, pero también disminuye la estabilidad de los carburos. El Mo genera estabilidad en los carburos y favorece el aumento de la dureza y la formación de perlita, lo que mejora las propiedades del hierro dúctil [15].

3.2 Análisis metalográfico

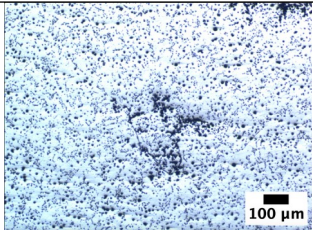
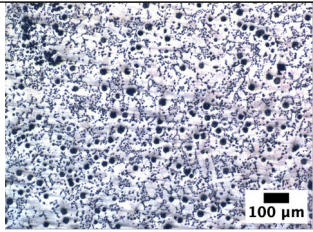
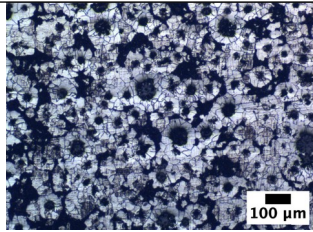
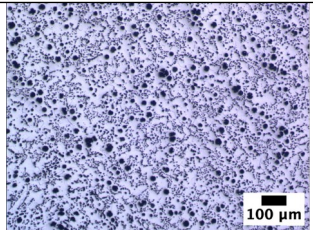
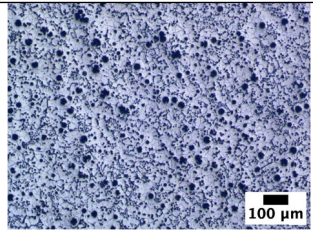
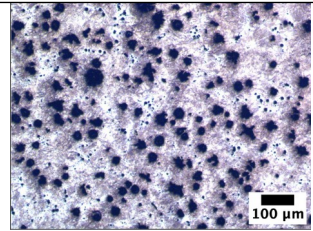
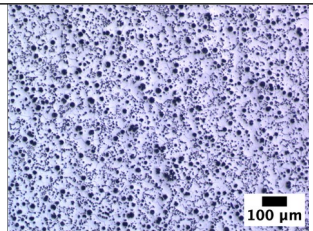
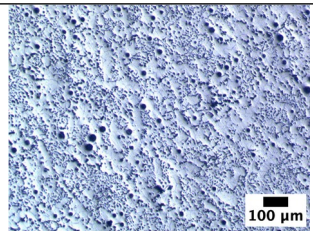
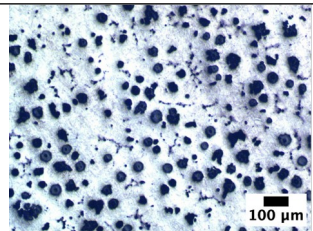
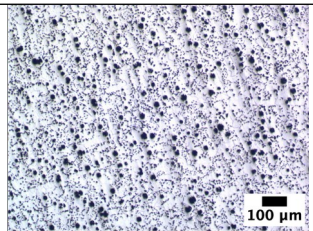
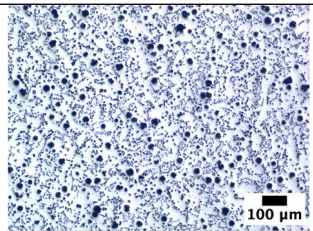
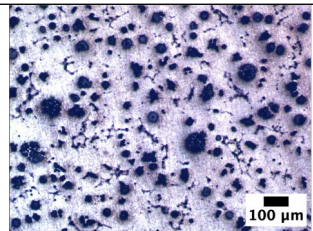
	Muestra sin alear	Muestra con 0.1% Mo	Muestra con 0.3% Mo
	1a)	1b)	1c)
Sin/TT			
	2a)	2b)	2c)
15 min			
	3a)	3b)	3c)
30 min			
	4 a)	4 b)	4 c)
90 min			

Figura 5. Micrografías de muestras con y sin aleante, en condiciones con y sin tratamiento térmico en diferentes tiempos.

En la figura 5 se muestran las micrográficas de las muestras a 100X. La imagen 1 a) corresponde a una muestra sin aleante y sin tratamiento térmico (TT), revelando una matriz donde se aprecia la ferrita y nódulos de grafito esféricos rodeados por la formación de grafito chunky al igual que se puede observar los límites de grano y nódulos explotados, la muestra 2a) corresponde a una muestra sin aleante y con TT de 15 min. mostrando límites de grano, formación de grafito chunky en la mayoría de la matriz y presenta muy pocos nódulos de grafito esféricos, siendo la mayoría nódulos explotados, en la imagen 3a) corresponde a una muestra sin aleante y con TT de 30 min. donde se observa una matriz ocupada mayoritariamente por grafito chunky y presenta pocos nódulos de grafito esférico y explotados al igual que revela un límite de grano muy tenue, en la muestra 4 a) corresponde a una muestra sin aleante con TT de 90 min se muestra una distribución de nódulos de grafito esférico y explotados donde se aprecia la presencia de grafito chunky en gran parte de la matriz. En la imagen 1b) corresponde a una muestra con aleante al 0.1 % Mo y sin tratamiento térmico donde se aprecia la matriz ferrítica junto con una gran cantidad de grafito chunky que ocupa la mayoría de la matriz lo que dificulta diferenciar los nódulos de grafito esférico y explotados junto con el grafito chunky, en la imagen 2b) corresponde a una muestra con aleante al 0.1 % Mo y con TT de 15 min. donde se aprecia la distribución del grafito chunky en toda la matriz y se observa más cantidad de nódulos de grafito esféricos en comparación con los nódulos explotados, la imagen 3b) corresponde a una muestra con aleante al 0.1 % Mo y con TT de 30 min. donde se observa de manera tenue los límites de

grano al igual que se aprecia las formaciones de grafito chunky en toda la matriz separada por los granos austeníticos y la presencia de nódulos esféricos y explotados, finalmente en la imagen 4b) corresponde a una muestra con aleante al 0.1 % Mo y con TT de 90 min. se aprecia una distribución de grafito esférico y explotados al igual que se nota la presencia de límites de grano y las formaciones de grafito chunky. La muestra de la imagen 4 a) corresponde a una muestra con aleante al 0.3 % Mo y sin TT donde se revela los límites de grano de la matriz en donde se destacan los nódulos de grafito esférico y explotados rodeados por ferrita, en la muestra 4 b) corresponde a una muestra con aleante al 0.3 % Mo y con TT de 15 min. se observa diferentes morfologías como nódulos esféricos, explotados y grafito chunky en una matriz de ausferrita producto del tratamiento térmico 4 c) corresponde a una muestra con aleante al 0.3 % Mo y con TT de 30 min., también se aprecian los nódulos de grafito rodeadas de ausferrita al igual que los nódulos explotados y el grafito chunky, y la imagen 4 d) corresponde a una muestra con aleante al 0.3 % Mo y con TT de 90 min. se observa un grafito degradado, se destaca los nódulos explotados o deformados junto con el grafito chunky en una matriz de ausferrita (ver figura 6).

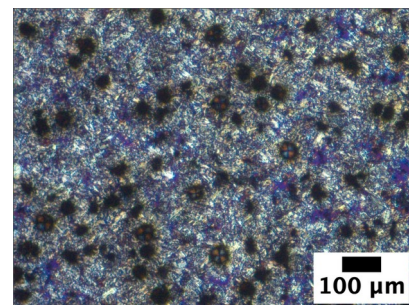


Figura 6. Micrografía bajo luz polarizada

En la figura 6 se observa una microestructura bajo luz polarizada donde se puede observar nódulos de grafito dentro de una matriz de ausferrita se presenta como una estructura laminar fina y entre cursada, que presenta una birrefringencia debido a la orientación cristalina de sus fases.

3.3 Clasificación de grafito

En la tabla 3 y 4. Se clasificó el tipo de grafito y % de nodularidad de acuerdo con la norma ASTM A247-17 [9].

Tabla 3. Análisis de grafito sin TT.

Sin TT		
Muestra	Tipo	% de nodularidad
Sin aleante	II	97
0.1% Mo	I	43
0.3% Mo	II y VI	66

Tabla 4. Análisis de grafito con TT.

Con TT			
Muestra	Tiempo de TT	Tipo	% de nodularidad
Sin aleante	15 min	II	55
	30 min	II	69
	90min	II	39
0.1% Mo	15 min	I	72
	30 min	I	30
	90min	I	60
0.3% Mo	15 min	II y VI	71
	30 min	II y VI	80
	90min	II y VI	94

Las muestras sin tratamiento térmico en 1a) presentan una microestructura con nódulos de grafito tipo II de morfología irregular, además de mostrar la formación de grafito chunky en gran parte de su matriz. 1b) muestra una

microestructura con nódulos tipo I de morfología esferoidal, donde también se observa la formación de chunky. Finalmente, 1c) revela una microestructura con nódulos tipo II y tipo VI; este último, conocido como "nódulos explotados", es una forma de grafito que ocasionalmente se observa junto con los tipos I y II en hierros dúctiles.

Las muestras con tratamiento térmico de 15 min. 2a) presentan una microestructura de tipo II con nódulos irregulares de mayor tamaño en comparación con la muestra 1a), y de igual manera se observa la formación de chunky. La figura 2b) muestra una microestructura con nódulos de tipo I, similar a la muestra 1b), presentando también la formación de chunky. 2c) exhibe una microestructura con nódulos tipo II y tipo VI, análoga a la muestra 1c).

La muestra con un TT de 30 min., 3a) presentan una microestructura con nódulos tipo II y formación de chunky en su matriz, de forma similar a las muestras 1a) y 2a). 3b) muestra un menor conteo nodular, presentando una microestructura de tipo I con nódulos y formación de chunky, tal como en las muestras 1b) y 2b). 3c), al igual que la 2c), se caracteriza por la presencia de grafito tipo VI en su forma de nódulos explotados.

Las muestras con un TT de 90 min. 4a) presentan una microestructura con nódulos tipo II y grafito chunky en su matriz, consistente con las muestras 1a), 2a) y 3a). 4b) muestra una microestructura con nódulos de tipo I y la presencia de chunky, similar a la muestra 1b). Por último, 4c) sigue mostrando grafito de tipo VI en su forma de nódulos explotados, observado junto con los tipos I y II.

3.4 Dureza

En la Figura 7 se muestra la dureza obtenida después del tratamiento térmico a diferentes tiempos.

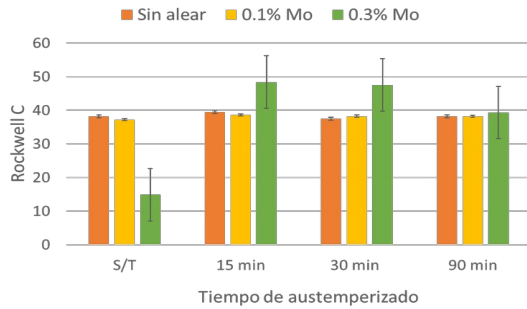


Figura 7. Comparación de durezas a 15, 30 y 90 min.

En las muestras sin Mo con y sin tratamiento la dureza no cambió manteniéndose un valor promedio de 38 HRC aproximadamente. El mayor aumento de dureza se obtuvo en la probeta con 0.3% de Mo tratada térmicamente en 15 y 30 minutos con un valor de 47.3HRC, en comparación con el valor de 14.5HRC de la probeta sin tratar.

4. Conclusiones.

La microestructura del hierro dúctil, obtenida a partir de la mezcla de la aleación de molibdeno (Mo) y el tratamiento térmico austemperado, es la que también define sus propiedades mecánicas pese a su estado de defectos. La composición química de las muestras juega un papel fundamental; la cantidad de carbono para todas fue de 3.2, 3.9 y 3.95%. De acuerdo a estudios previos [9], en porcentajes mayores a 1%, el carbono favorece a la ferrita, pero disminuye la estabilidad de los carburos. El porcentaje del silicio se presentó con 3.8, 3.7 y 3.82%; este elemento, al igual que el carbono, favorece a la ferrita, pero también reduce la estabilidad de los carburos. Por su parte, el Mo genera estabilidad en los carburos y favorece el aumento de la dureza y la formación de perlita, lo que mejora las propiedades del hierro dúctil.

El análisis metalográfico determina que ante cualquier condición de la aleación (sin alea y con porcentajes de Mo del 0.1% y del 0.3%), siempre se encuentra grafito chunky. Sin

embargo, la microestructura ausferrita que se desarrolla con el tratamiento térmico, en este caso para la muestra con un 0.3% de Mo, genera una matriz ferrítica-perlítica y encapsula el grafito. Esta transformación microestructural da lugar a un aumento de la dureza muy significativo, que alcanza un máximo de 47.3 HRC, mientras que en las muestras sin alea apenas se encuentran diferencias. Esto indica que tanto la aleación con el Mo como el tratamiento térmico hacen mayor la resistencia de la matriz del hierro dúctil y, a su vez, que estos mejoran notablemente la dureza del material. En el análisis de clasificación del grafito en los tiempos de 15,30 y 90 minutos los nódulos se mantuvieron en tipo I, II y VI al igual que se mantuvo el de manera constante el chunky siendo más visibles en las muestras sin aleante y con 0.1% lo que indica que la morfología del grafito está determinada principalmente por el proceso de solidificación y no se modifica bajo los parámetros térmicos de este estudio. La adición de 0.3% de Molibdeno demostro un efecto nodulizante significativo. Este efecto promovió la nucleación del grafito esferoidal, lo que genero un incremento en el número de nódulos esféricos y una disminucion en la formacion del grafito chunky esto resulto un mayor porcentaje de nodularidad (94% a 90 min) como se puede ver [9].

Agradecimientos

Gustavo Amezcua agradece a la SECIHTI y al CITNOVA por el invaluable apoyo económico brindado a través de las becas otorgadas, los autores agradecen a la Ing. Ana María García Mercado por su apoyo para el acceso al laboratorio de metalografía, al Dr. Eduardo Colin García por su apoyo para realizar los tratamientos térmicos en la ESIQIE del IPN, así como al Dr. José Reyes Gasga, al técnico Pablo López Arriaga y al Ing. Samuel Tehuacanero Núñez del Instituto de Física de la UNAM por su valioso apoyo.

Referencias

- [1] S. Genculu, P.E., "Cast Irons; Types, Properties, Applications & Weldability," PDHonline Course M568 (2 PDH), 2015 (Rev 2019).
- [2] T. Kobayashi, *Strength and Toughness of Materials*. New York, USA: Springer, 2000.
- [3] R. Källbom, K. Hamberg, and L. E. Björkegren, "Chunky graphite in ductile iron castings," in *World Foundry Conference*, 2006.
- [4] H. Itofuji, Y. Miyamoto, K. Iwakado, and T. Kotani, "Examples of chunky graphite formation in production of ductile iron castings and effective countermeasures," *Int. J. Metalcasting*, vol. 19, no. 2, pp. 682–698, 2025.
- [5] U. de La Torre, J. Lacaze, and J. Sertucha, "Chunky graphite formation in ductile cast irons: effect of silicon, carbon and rare earths," *Int. J. Mater. Res.*, vol. 107, no. 11, pp. 1041–1050, 2016.
- [6] J. Lacaze, I. Asenjo, S. Méndez, J. Sertucha, P. Larrañaga, and R. Suárez, "Experimental evidence for metallurgical modification associated to chunky graphite in heavy-section ductile iron castings," *Int. J. Metalcasting*, vol. 6, no. 1, pp. 35–42, 2012.
- [7] W. Baer, "Chunky graphite in ferritic spheroidal graphite cast iron: formation, prevention, characterization, impact on properties: an overview," *International Journal of Metalcasting*, vol. 14, no. 2, pp. 454–488, Apr. 2020.
- [8] G. Alonso, P. Larrañaga, D. M. Stefanescu, E. De la Fuente, A. Natxiondo, y R. Suarez, "Kinetics of nucleation and growth of graphite at different stages of solidification for spheroidal graphite iron," *International Journal of Metalcasting*, vol. 11, no. 1, pp. 14–26, Jan. 2017.
- [9] Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings, ASTM A247-17, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- [10] J. F. Martínez Guzmán, "Efecto del molibdeno en las propiedades mecánicas de hierros dúctiles austemperizados," Tesis de Maestría, Dept. de Ing. Metalúrgica, Instituto Politécnico Nacional, Ciudad de México, México, 2020.
- [11] Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. Designation E3 – 01, ASTM International, 2001.
- [12] Standard Practice for Microetching Metals and Alloys, ASTM E407-07, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- [13] Schneider, C. A., Rasband, W. S., & Eliceiri, K. W. (2012). NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis. *Nature Methods*, 9(7), 671–675. [doi:10.1038/nmeth.2089](https://doi.org/10.1038/nmeth.2089).
- [14] Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials, ASTM E18-07, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- [15] ASM International, *ASM Handbook: Properties and Selection: Irons Steels and High-Performance Alloys*, Vol. 1. Materials Park, OH: ASM International, 1990.