

Comportamiento microestructural y de dureza en árboles de levas fabricados de hierro dúctil bajo diferentes medios de temple y revenido

Microstructural and hardness behavior in camshafts made of ductile iron under different quenching mediums and tempering

E. Colín-García ^{a,*}, M. A. Villanueva-Ruiz ^b, M. A. Suárez-Rosales ^b, J. Téllez-Ramírez ^c

A. Magaña-Hernández ^c, A. Cruz-Ramírez ^a

^a Departamento de ingeniería metalúrgica y materiales, ESIQIE, Instituto Politécnico Nacional, 07738, Zacatenco, CDMX, México.

^b Departamento de materiales, Universidad Autónoma Metropolitana Azcapotzalco, 02200, Azcapotzalco, CDMX, México.

^c R&D ARBOMEX S.A de C.V., Calle Norte 7 No. 102, Cd. Industrial, Celaya, Guanajuato 38010, México.

Resumen

Algunos tipos de árboles de levas fabricados de hierro dúctil son sometidos a temple por inducción para incrementar la dureza en la superficie de trabajo (periferia). Sin embargo, durante el tratamiento térmico se obtiene una elevada fracción volumen de austenita retenida considerada como una fase indeseable. En este trabajo se obtuvieron árboles de levas en condición de colada, templados en aceite, agua y salmuera y templados con revenido a 350 °C con el objetivo de disminuir la fracción volumen de austenita retenida e incrementar la dureza. Las levas de cada árbol se caracterizaron en el levante (zona superior) y círculo base (zona inferior) mediante un análisis microestructural, cuantitativo y de dureza Rockwell C para cada condición de los árboles de levas. Los resultados mostraron que con los tres medios de temple se obtuvo una matriz metálica de martensita con bajas cantidades de austenita retenida. Sin embargo, el temple en salmuera obtuvo la menor cantidad de austenita retenida en el levante y círculo base con valores de 3.56 y 3.32 %, respectivamente y una dureza promedio de 59.12 HRC, mientras que el temple en salmuera con revenido obtuvo una fracción volumen de 1.1 y 1.3 % para las mismas zonas con una dureza promedio de 49.27 HRC.

Palabras Clave: Hierro dúctil, árbol de levas, medio de temple, martensita, austenita retenida.

Abstract

Some kinds of ductile iron camshafts are subjected to induction quenching with the purpose to increase the hardness on the work surface (periphery). However, the main disadvantage is the high volume fraction of retained austenite generated during the heat treatment, which is considered as undesirable phase. In this research were obtained ductile iron camshafts in as cast condition, quenched in oil, water, brine and quenched with a tempered at 350 °C to decreases the retained austenite and increases the hardness. The lobes for each camshaft were characterized on top and bottom zones making a microstructural, quantitative, and Rockwell C hardness analysis for each condition. The results shown that using the three quenched medium was obtained a metal matrix composed by martensite and little amount of retained austenite. However, the brine quenched medium obtained the minimum volume fraction of retained austenite in the zones top and bottom with 3.56 y 3.32 %, respectively and a hardness of 59.12 HRC, while brine quenched and tempering obtained the minor volume fraction of retained austenite of 1.1 y 1.3 % for the same zones with a hardness of 50.27 HRC.

Keywords: Ductile iron, camshaft, quenching medium, martensite, retained austenite.

1. Introducción

Las aleaciones ferrosas se constituyen por dos grandes familias; aceros y fundiciones. Los aceros contienen carbono en un rango de entre 0.008 a 2.14 % peso, mientras que las

fundiciones en un rango de 2.1 a 6.67 % (Callister Jr, & Rethwishch, 2018). Las fundiciones también denominadas hierros, son aleaciones ternarias base hierro-carbono-silicio donde el exceso de grafito generalmente precipita en forma de grafito libre (Smith & Hashemi, 2006).

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

Correo electrónico: ecoling1400@alumno.ipn.mx (Eduardo Colín-García), al2192008014@azc.uam.mx (Minerva Astrid Villanueva-Ruiz), masuarez@azc.uam.mx (Miguel Ángel Suárez-Rosales), ingfundi@arbomex.com.mx (Jaime Téllez-Ramírez), antonio.magana@arbomex.com.mx (Antonio Magaña-Hernández), alcruzr@ipn.mx (Alejandro Cruz-Ramírez).

La clasificación más utilizada para los hierros se atribuye a su microestructura y morfología del grafito teniendo 5 tipos principales. En el hierro blanco, el grafito se encuentra en combinación con el hierro formando carburo de hierro. En el hierro gris, el grafito se encuentra libre en forma de hojuelas. El hierro maleable, presenta grafito en forma de aglomerados irregulares también denominados grafito revenido. En el hierro dúctil el grafito se encuentra en forma de esferoides. Mientras que el hierro de grafito compacto, muestra una combinación de grafito esferoidal y vermicular (Callister Jr, & Rethwishch, 2018) (Askeland & Wright, 2016).

El hierro dúctil también es llamado esferoidal o nodular. En este hierro, la morfología esférica del grafito evita y previene la formación de grietas y su propagación debido a que no concentra esfuerzos residuales (Neri & Carreño, 2003). Por esta razón, es necesario determinar las características nodulares mediante un análisis cuantitativo realizado a 100 aumentos. Las características nodulares que se reportan principalmente son el conteo nodular, el tamaño de nódulo y la nodularidad, sin embargo, una correcta caracterización de los nódulos incluye analizar mayor cantidad de características nodulares (Colin *et al.*, 2024).

En general, al finalizar el proceso de fusión, el hierro dúctil presenta una microestructura de colada compuesta de nódulos de grafito inmersos en una matriz metálica perlítico-ferrítica. La matriz, puede ser modificada por la velocidad de solidificación o por los elementos aleantes. Altas velocidades de enfriamiento favorecen la formación de perlita, mientras que bajas velocidades a la ferrita (Murcia *et al.*, 2013). Elementos como el cobre (Válek *et al.*, 2018.), níquel o manganeso incrementan la cantidad de perlita (Mnati, 2023) mientras que elementos como el silicio incrementan la cantidad de ferrita (Horbach *et al.*, 2024).

Debido a su bajo costo de producción, excelente fluidez, su facilidad para el maquinado y gran combinación de propiedades mecánicas, los hierros dúctiles han sido ampliamente aceptados en diversos sectores. La industria automotriz produce diversos componentes de hierro dúctil dentro de los cuales se encuentran los árboles de levas, cigüeñal, caja de cambios, suspensión de automóvil o sistemas de dirección entre otros (Chen *et al.*, 2017).

Los árboles de levas son componentes integrales de motores de combustión interna. Están constituidos por un eje que contiene componentes semi-ovalados llamados levas. Estas últimas son las encargadas de abrir y cerrar las válvulas de asiento de admisión y de escape en los motores, por lo que, el árbol de levas está sometido a esfuerzos de flexión y fricción continuamente (Bayrakceken *et al.*, 2006) (Pulkrabeth, 2004).

Los árboles de levas fabricados de hierro dúctil, contienen diferentes matrices metálicas, dentro de las cuales se encuentra la perlítica (DI) (Bayrakceken *et al.*, 2006), ausferrítica (ADI) (Colin *et al.*, 2021), ausferrita con carburos (CADI) (Cruz *et al.*, 2022), localmente austemperizados (LADI) (Bixler, 2010), o templados en la superficie mediante inducción para obtener una periferia endurecida compuesta de martensita (Karaca & Şimşir, 2017). El temple por inducción es muy importante en los árboles de levas porque la superficie endurecida evita el desgaste prematuro sobre alguna región de las levas que generalmente es la superior. Sin embargo, el principal problema en este tratamiento es la formación de la

austenita retenida, la cual se considera como una fase indeseable debido a que disminuye la propiedad de dureza resultando en una menor resistencia al desgaste. Por esta razón, los árboles de levas templados por inducción solo aceptan una fracción volumen de hasta 8 % de austenita retenida (Ma, 2012a).

Se han realizado investigaciones enfocadas al comportamiento del temple por inducción, dentro de las principales se encuentra la de Ogata *et al.*, (2012), los cuales analizaron la dureza y profundidad de capa templada de un árbol de levas de hierro dúctil con temple por inducción. El análisis mostro que con el temple por inducción se obtienen durezas de hasta 750 Vickers (~50 HRC) con una profundidad de capa de hasta 2.5 mm. Ma *et al.*, (2012b), analizaron la fracción volumen de austenita retenida en un árbol de levas fabricado de hierro dúctil templado por inducción. Los resultados sobre el análisis cuantitativo utilizando un software y las micrografías mostraron que la fracción volumen de austenita retenida se encontró en un rango de entre 10.1 a 19.1 %. Druschitz & Thelen, (2002), analizaron el efecto de los contenidos de manganeso de 0.35, 0.46 y 0.64 % sobre la dureza de árboles de levas de hierro dúctil con temple por inducción. El estudio mostro que al incrementar el contenido de manganeso incrementa la fracción volumen de austenita retenida y disminuye la dureza obteniendo el máximo de austenita retenida y la menor dureza en la zona superior de la leva.

Aunque los árboles de levas templados por inducción son ampliamente utilizados en el sector automotriz, son escasas las investigaciones que se han reportado, siendo nulas para el temple convencional, por esta razón, este trabajo tiene como objetivo obtener la mayor dureza y la menor fracción volumen de austenita retenida en árboles de levas fabricados de hierro dúctil, utilizando un temple convencional y un temple con revenido a 350 °C en los medios de temple aceite, agua y salmuera.

2. Metodología experimental

2.1. Proceso de función

El hierro dúctil utilizado para la fabricación de los árboles de levas fue obtenido en un horno de inducción sin núcleo *dual track* utilizando de rebaba proveniente de operaciones de mecanizado, acero de bajo carbono y material retorno de hierro dúctil aleado con cobre. El metal fundido se vació en una olla tipo *tundish* con 1.05% en peso de MgFeSi como agente nodulizante. Finalmente, el metal se traspasó a una olla de vaciado con adición de FeSi como inoculante; el metal a una temperatura de 1425 °C fue vaciado en moldes de arena fabricados mediante el proceso *no bake* con un herramental con cavidades de árboles de levas modelo *exhaust* para motor 3.6L.



Figura 1. Árbol de levas modelo *exhaust* para motor 3.6L.

2.2. Tratamiento térmico

Las levas fueron seccionadas del eje utilizando una cortadora metalográfica *Delta Abrasimet* (Figura 2a). A cada una de las levas se le rectificaron las dos caras como se observa en la Figura 2b.



Figura 2. Leva a) seccionada del eje y b) rectificada.

El tratamiento térmico de temple se llevó a cabo colocando las levas dentro de una mufla (SOLA BASIC modelo LINDERBERG) e incrementado la temperatura hasta los 400 °C donde se realizó un precalentamiento con un tiempo de permeancia de 15 min para evitar la distorsión de las levas y obtener un calentamiento uniforme (Apraiz, 2000), entonces, se incrementó la temperatura hasta los 900 °C con un tiempo de permanencia de 45 min para realizar el austenitizado. Finalmente, las muestras se retiraron de la mufla y se pasaron rápidamente a una tina con el medio de temple acompañada de movimientos oscilatorios. Este proceso se realizó en seis árboles de levas, dos para cada medio de temple (aceite, agua y salmuera al 10 %) y utilizando las 6 levas de cada árbol para asegurar la repetibilidad de los resultados. De cada medio de temple, se utilizó un árbol de levas para realizar un revenido a una temperatura de 350 °C con un tiempo de permanencia de 30 min. El ciclo completo de tratamiento térmico se muestra en la Figura 3.

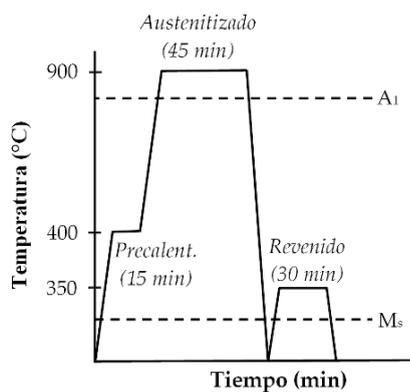


Figura 3. Diagrama del ciclo térmico utilizado para el temple y revenido.

2.3. Caracterización microestructural y cuantitativa

Las muestras rectificadas fueron seccionadas desde la zona superior hasta la zona inferior (Figura 4a), entonces, se utilizó una preparación metalográfica convencional para las muestras de colada y tratadas térmicamente. El desbaste se realizó manualmente con papel abrasivo de granulometrías 80, 120, 220, 320, 400, y 600. El pulido se realizó con alúmina de 0.3 μm, mientras que el revelado microestructural con nital al 3% utilizando el método de inmersión. Las micrografías se obtuvieron con un microscopio óptico de platina invertida (OLYMPU modelo PMG 3) a 100 aumentos (condición de

colada) y 200 aumentos (muestras tratadas térmicamente) en las zonas superior e inferior de cada leva como se observa en la figura 4b.



Figura 4. Leva a) corte a la mitad y b) áreas a caracterizar.

El análisis cuantitativo de las muestras de colada se realizó con el *software* libre *Image J* y con las imágenes a 100 aumentos en condición de pulido y nital para determinar las características nodulares y la fracción volumen de fases y microconstituyentes. Se utilizó el método de área y la ecuación (1) para obtener la nodularidad, mientras que el tamaño de nódulo con la ecuación (2). Se ha demostrado que el método de área brinda resultados con mayor exactitud que el de conteo de partículas (Colin *et al*, 2024).

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

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

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

Las muestras templadas y templadas con revenido fueron analizadas con el *software Image J* y las micrografías obtenidas a 200 aumentos para determinar la fracción volumen de la austenita retenida (Ma, 2012b). Se analizaron las zonas superior e inferior para las muestras templadas y las muestras templadas con revenido de acuerdo con la Figura 4b. Se reportó el promedio y su desviación estándar para cada grupo de levas tratadas.

2.4. Propiedad mecánica

Se utilizó dureza *Rockwell* en escala C con indentador de punta de diamante y forma piramidal aplicando una carga de 150 kg, de acuerdo con la norma ASTM E 18. Se realizó un perfil de durezas a cada 3 mm (Figura 5) en un durómetro Mitutoyo y se reportó el promedio para cada grupo de muestras en condición de colada, templadas, templadas y revenidas.



Figura 5. Perfil de durezas Rockwell C.

3. Resultados y su análisis

3.1. Análisis en condición de colada

La composición química del hierro dúctil de los árboles de levas se muestra en la Tabla 1. Los elementos C, Si, Mn, S, P presentan valores dentro de la composición química de un hierro dúctil (Smith & Hashemi, 2006). Sin embargo, el elevado contenido de manganeso y la adición de cobre se utilizaron para obtener una matriz metálica de perlita (Válek et al., 2018.). El magnesio se encuentra dentro del intervalo para obtener esferoides de grafito (Darmawan et al., 2020). Mientras que los elementos níquel, aluminio y vanadio son remanentes del proceso de fusión.

Tabla 1. Composición química del hierro dúctil de los árboles de levas (%peso).

C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Ni
3.55	2.61	0.82	0.011	0.010	0.048	0.72	0.12
Al	V						
0.02	0.01						

Las micrografías en estado de pulido y atacadas con nital de la zona superior e inferior en condición de colada se muestran en la Figura 6. En la zona superior e inferior de las muestras de pulido se observa una correcta distribución de nódulos de grafito, con un tamaño homogéneo en cada zona. Sin embargo, la zona superior presenta un mayor conteo nodular, pero con menor tamaño de nódulo, mientras que la zona inferior un comportamiento opuesto.

Las micrografías reveladas con nital mostraron nódulos de grafito inmersos en una matriz perlítico-ferrítica. Es evidente que la perlita predominó dentro de la matriz metálica, mientras que la ferrita solo se encontró presente en forma de halos y pequeños granos de ferrita pro-eutéctica.

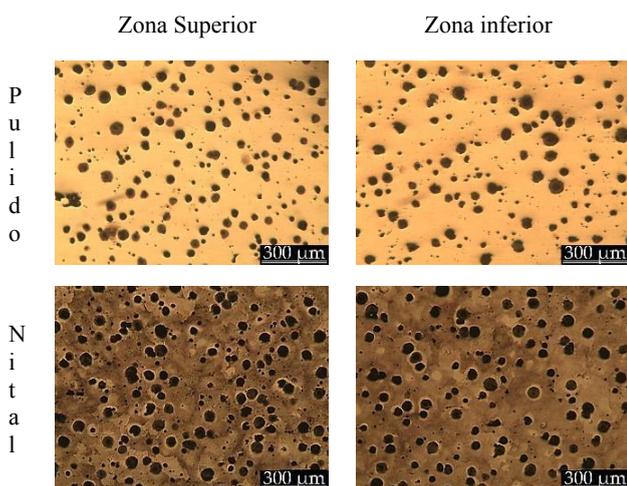


Figura 6. Leva en estado de pulido y revelada con nital del árbol de levas en condición de colada.

El análisis cuantitativo de las zonas superior e inferior de las muestras en estado de pulido y atacadas con nital del árbol de levas en condición de colada se muestran en la Tabla 2. La zona superior presentó un mayor conteo de nódulos de grafito (277 nod/mm^2), una nodularidad de 93.13 %, la mayor fracción volumen de grafito y perlita con valores de 11.94 % y 70.84 %, respectivamente. En la zona inferior se obtuvo un mayor tamaño nodular de 35.18 µm , y la mayor fracción

volumen de ferrita con 19.34 %. Este comportamiento se atribuyó a la mayor velocidad de solidificación en la zona superior, la cual incrementa los sitios de nucleación de los esferoides de grafito y acelera la cinética de transformación de la interfase austenita-perlita (Colin et al., 2024). Un comportamiento similar en las zonas superior e inferior ha sido reportado previamente en árboles de 16 levas (Colin et al., 2021).

Tabla 2. Características nodulares, fases y microconstituyentes de las levas.

Característica	Zona superior	Zona inferior
Conteo nodular (Nod/mm ²)	277 ± 15.3	230 ± 18.2
Tamaño de nódulo (µm)	29.75 ± 2.68	35.18 ± 3.43
Nodularidad (%)	93.13 ± 2.9	85.89 ± 4.8
Grafito (%)	11.94 ± 0.9	9.80 ± 1.1
Ferrita (%)	18.37 ± 2.5	19.34 ± 2.8
Perlita (%)	70.84 ± 3.8	69.71 ± 2.8

3.2. Análisis microestructural de las muestras templadas y templadas con revenido

Las micrografías de la zona superior e inferior de las muestras templadas en aceite, agua y salmuera se muestran en la Figura 7. Con el uso de los tres medios de temple, se obtuvo una microestructura compuesta de nódulos de grafito inmersos en una matriz metálica de martensita con regiones de austenita retenida, siendo más evidente la cantidad de austenita retenida con el temple en aceite y la menor en el temple en salmuera.

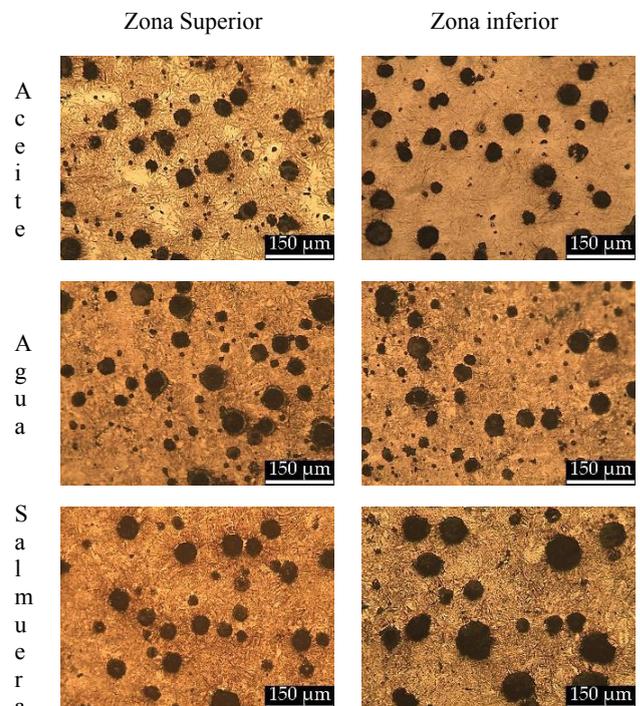


Figura 7. Zonas superior e inferior de levas templadas en aceite, agua y salmuera.

Durante el temple, ocurre una transformación de fase con misma composición química pero diferente estructura cristalina. Esta transformación ocurre debido al rápido enfriamiento de la austenita inestable con una estructura

cristalina FCC, en el cual los átomos de carbono no tienen tiempo para difundir fuera de la estructura cristalina, por lo tanto, quedan inmersos dentro del mismo grano formando una solución sólida sobresaturada con carbono atrapado en una estructura tetragonal centrada en el cuerpo (BCT) denominada martensita (Abdullah *et al.*, 2018). En los hierros dúctiles, la morfología obtenida de la martensita es del tipo placa con un alto contenido de carbono. Esta morfología es atribuida a la gran cantidad de carbono dentro de la matriz metálica y al carbono que se difunde desde los nódulos de grafito (Li *et al.*, 2022). Además, al incrementar la velocidad de enfriamiento se obtienen granos de martensita más fina (Kadhim, 2016), por esta razón, con el temple en salmuera se obtuvo la martensita más fina, mientras que la martensita más gruesa fue obtenida con el temple en aceite. Un comportamiento similar sobre la refinación de la microestructura martensítica con respecto a la velocidad de enfriamiento, ha sido reportado previamente para medios de temple en agua, aceite y polímeros siendo para estos casos el temple en agua con la microestructura más fina (Khansaa *et al.*, 2018).

Al finalizar el tratamiento térmico de temple convencional, es necesario aplicar un tratamiento térmico de revenido en los hierros dúctiles para disminuir la probabilidad de fractura por temple debido a la dureza excesiva (Aristizabal *et al.*, 2012). La Figura 8 muestra las micrografías de levas de la zona superior e inferior para los tres medios de temple con un revenido a una temperatura de 350 °C con un tiempo de 30 min.

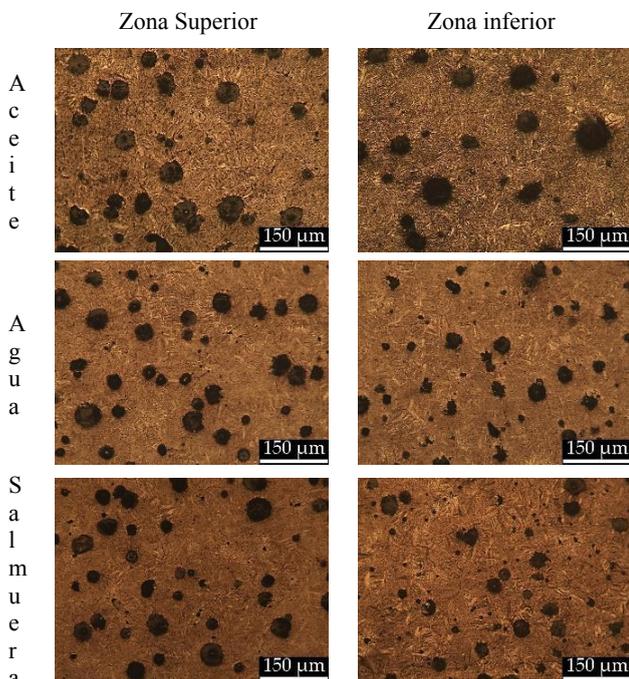


Figura 8. Zonas superior e inferior de levas templadas en aceite, agua y salmuera y revenidas a 350 °C durante 30 min.

En los tres medios de temple se obtuvo una matriz compuesta de martensita revenida y ferrita con carburos. Sin embargo, los carburos tienen un tamaño muy pequeño y por esta razón son difícilmente perceptibles por microscopía óptica (Hu *et al.*, 2022). La formación de carburos reduce los esfuerzos internos en el material generados por el temple (Hu *et al.*, 2022). Además, la martensita revenida usualmente

presenta un contraste más oscuro en comparación con la martensita templada, por esta razón las micrografías de la Figura 8 son más oscuras que las obtenidas en la Figura 7 (Sun *et al.*, 2020).

La transformación de fase se atribuye a el tratamiento térmico de revenido, durante este, la martensita con alto carbono formada por el temple se transforma en martensita revenida por la difusión y precipitación del carbono para disminuir los esfuerzos creados durante el temple (Wang *et al.*, 2019). A bajas temperaturas de revenido se precipitarán carburos de transición, en el rango de entre 350 - 400 °C se precipitará cementita (Fe_3C), al mismo tiempo la austenita retenida pierde átomos de carbono y finalmente recrystaliza la martensita (Ogata *et al.*, 2022).

3.3. Análisis cuantitativo de las levas tratadas con temple y temple con revenido

Al finalizar el temple es necesario determinar la fracción volumen de la austenita retenida, porque esta fase considerada indeseable disminuye la dureza (Ma, 2012b). La Figura 9 muestra la fracción volumen de la austenita retenida para los medios de temple de aceite, agua y salmuera.

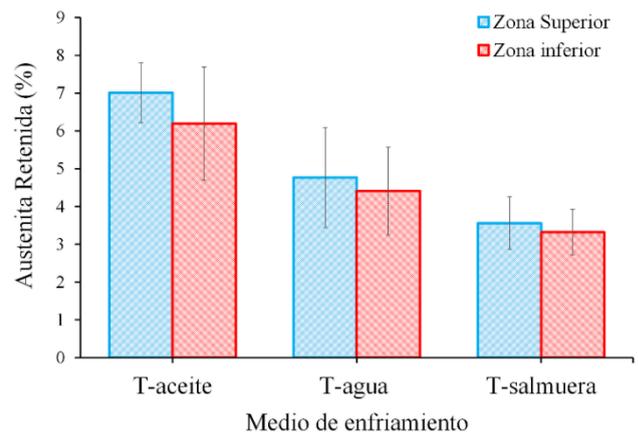


Figura 9. Fracción volumen de la austenita retenida obtenida del tratamiento térmico de temple.

Es evidente de las Figuras 7 y 9 que la menor fracción volumen de austenita retenida se obtuvo con el medio de temple de salmuera y la mayor con el temple en aceite. Además, la zona superior obtuvo la mayor fracción volumen con valores de 7.01, 4.77 y 3.56 % para los medios de temple aceite, agua y salmuera, respectivamente.

La austenita retenida se genera por diversos factores dentro de los cuales se encuentra la temperatura de austenitizado, la composición química, el medio de enfriamiento, el tamaño de grano (Apraiz, 2000). Sin embargo, el comportamiento de los resultados obtenidos dentro de este estudio, se atribuyó a la velocidad de enfriamiento, mayor extracción de calor acelera la transformación de la austenita inestable a martensita (Abdullah *et al.*, 2018) evitando la formación de austenita retenida. Los valores obtenidos de austenita retenida en la zona superior para los tres medios de temple (7.01, 4.77 y 3.56 %), son menores que los reportados previamente (Druschitz & thelen, 2002) en levas fabricadas de hierro dúctil con temple por inducción y niveles medios de

manganeso de obteniendo una fracción volumen de austenita retenida de entre 28 a 38 %.

Es evidente de la Figura 8 que la fracción volumen de austenita retenida disminuye para los tres medios de temple en las dos zonas. Durante el revenido, la austenita retenida presenta una difusión de átomos de carbono disminuyendo su estabilidad a bajas temperaturas y transformando hacia fases más estables. Análisis por la técnica de caracterización de difracción de rayos X han demostrado que la austenita transforma hacia fases más estables como ferrita y carburos a temperaturas de 420 °C durante el revenido (Hu *et al.*, 2022). Por esta razón al finalizar el revenido se obtiene una microestructura compuesta por martensita revenida y ferrita con carburos en un rango de temperaturas de 316 a 510 °C (Wang *et al.*, 2019).

La fracción volumen de la austenita retenida durante el revenido a 350 °C se muestra en la Figura 10. La mayor fracción volumen de austenita retenida se obtuvo con el temple y revenido en aceite mientras que las menores en temple y revenido con agua y salmuera. Este comportamiento se atribuye a la cantidad de austenita retenida obtenida durante el temple, es decir, mayor cantidad de austenita retenida generada durante el temple, requerirá mayor tiempo o temperatura de revenido para su transformación (Apraiz, 2000). Por esta razón el temple en aceite que obtuvo la mayor fracción volumen de austenita retenida durante el temple con valores de 7.01 y 6.19 % para las zonas analizadas y presenta la mayor cantidad de austenita sin transformar al finalizar el revenido con 2.90 y 2.48 %, para las zonas superior e inferior, respectivamente. Un comportamiento similar en la transformación de la austenita hacia otras fases como la ferrita ha sido reportado previamente (Kumar *et al.*, 2015).

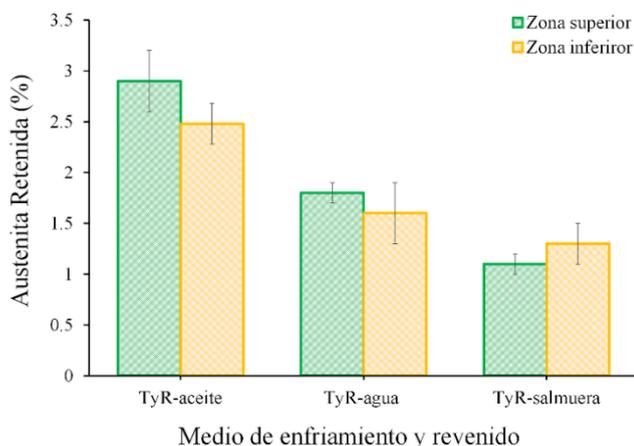


Figura 10. Fracción volumen de la austenita retenida obtenida del tratamiento térmico de temple y revenido.

3.4. Análisis de la dureza

Es muy conocido que la dureza depende de las fases presentes dentro de la microestructura, y que esta propiedad brinda un indicativo sobre el cambio de fases generados por un tratamiento térmico. La Tabla 3 muestra el promedio de las durezas obtenidas para cada árbol de levas en estado de colada, templado y templado con revenido para los diferentes medios de temple.

Las menores durezas de 22.44 HRC se obtuvieron con el árbol de levas en condición de colada debido a la matriz

metálica perlítico-ferrítica, la cual se considera una matriz de baja dureza (Callister Jr, & Rethwishch, 2018). Las mayores durezas se obtuvieron con el tratamiento térmico de temple, obteniendo la mayor dureza con el medio de temple en salmuera (59.12 HRC). Durante el tratamiento térmico de temple, los hierros dúctiles obtienen una severa distorsión en la red de martensita con alta dureza y extrema fragilidad, debido a la gran concentración de carbono en la matriz (Li *et al.*, 2022). Con el revenido, las durezas obtenidas durante el temple disminuyeron para los tres medios de temple, sin embargo, presentan el doble del valor que la muestra de colada siendo la mejor combinación de tratamiento térmico de temple en salmuera con revenido a 350 °C con un valor de dureza de 50.27 HRC. Este comportamiento se atribuye a que la martensita revenida aun contiene una gran cantidad de átomos de carbono (Hu *et al.*, 2022).

Tabla 3. Durezas Rockwell promedio (HRC) de las muestras.

Colada	T-aceite	T-agua	T-Salmuera
22.44	57.36	58.36	59.12
	TyR-aceite	TyR-agua	TyR-Salmuera
	46.78	49.45	50.27

Al efectuar tratamientos térmicos, es necesario confirmar que se obtenga el mismo tipo de matriz metálica dentro del componente tratado, ya que un cambio microestructural podría comprometer el comportamiento mecánico del componente. En general, la dureza es una forma de verificar este comportamiento. La Figura 11, muestra el promedio de los perfiles de dureza Rockwell C de las levas en estado de colada, templadas y templadas con revenido.

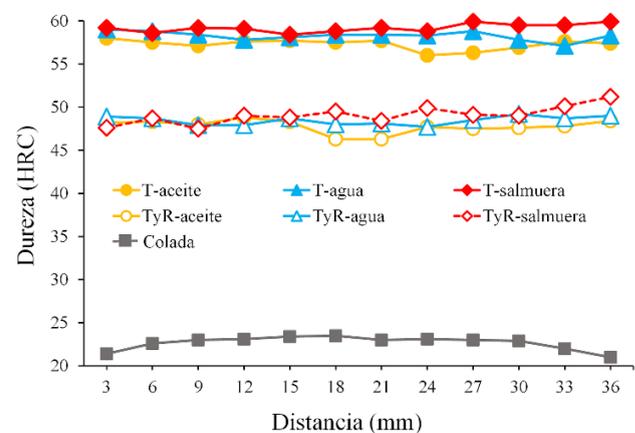


Figura 11. Perfil de durezas Rockwell C promedio para las muestras de colada, templadas y templadas con revenido.

Con el tratamiento térmico de temple se obtuvieron las mayores durezas para los tres medios de temple, obteniendo las durezas más uniformes dentro de las levas templadas con salmuera y agua. Este comportamiento se atribuyó a la menor cantidad de austenita retenida (3.56 y 3.32 %) la cual modifica la dureza debido a que es una fase más blanda que la martensita (Apraiz, 2000). Las durezas de temple en aceite presentan mayor variación debido a la mayor cantidad de austenita retenida (7.01 y 6.19 %).

En el temple con revenido se obtuvieron durezas intermedias entre las del temple y colada, además, presentaron una mayor homogeneidad (durezas muy similares) a través de las levas con los medios de temple en

agua y salmuera, mientras que con el medio de temple en aceite la variación de durezas se atribuye al mayor cambio de fases generando ferrita y carburos (Aristizabal *et al.*, 2012).

La microestructura de colada, presenta una variación de durezas debido a que dentro de la matriz se tienen regiones con mayor cantidad de ferrita o de perlita, ambas presentan diferente dureza, este es un comportamiento normal dentro de las fundiciones de hierro. (Colin *et al.*, 2024).

El mejor medio de temple para el tratamiento térmico de los árboles de levas fue la salmuera, debido a que obtuvo la menor fracción volumen de austenita retenida en las zonas superior e inferior (3.26 y 3.32 %) y la mayor dureza (59.12 HRC). Sin embargo, es recomendable aplicar un revenido para disminuir los esfuerzos generados durante el temple y prevenir una fractura por concentración de esfuerzos.

Conclusiones

Se evaluó un análisis microestructural, cuantitativo, y de dureza de árboles de levas fabricados hierro dúctil en condición de colada, templado y templado con revenido utilizando los medios de temple aceite, agua y salmuera 10 % obteniendo las siguientes conclusiones:

1. Al incrementar la velocidad de extracción de calor atribuido al medio de temple, se obtuvo menor fracción volumen de austenita retenida, obteniendo valores en la zona superior de 7.01, 4.77 y 3.56 % para los medios de aceite, agua y salmuera, respectivamente.
2. El revenido disminuyó la fracción volumen de austenita retenida para los tres medios de temple, obteniendo el menor valor en el temple en salmuera con revenido obteniendo valores de 1.1 y 1.3% para las zonas superior e inferior, respectivamente.
3. Las mayores durezas se obtuvieron con las muestras templadas con valores de 57.36 HRC para el temple en aceite, 58.36 HRC para el temple en agua y 59.12 HRC para el temple con salmuera.
4. El mejor medio de temple fue la salmuera 10 % debido a la baja fracción volumen de austenita retenida obtenida en la zona superior (3.56 %) e inferior (3.32 %) y la mayor dureza (59.12 HRC).

Agradecimientos

Los autores desean agradecer a la empresa Arbomex S.A de C.V. por las facilidades brindadas para el desarrollo del trabajo, a las instituciones CONAHCyT, Estancias posdoctorales por México, SNII, SIP-Instituto Politécnico Nacional y UAM-Azcapotzalco por su permanente asistencia.

Referencias

Abdullah B., Yusof K., Zamiri F., Saad H., 2018. The effects of austempering and quenched temperature & tempered on mechanical properties of alloyed gray iron. *International Journal of Engineering & Technology* 7 (4.18), 376-38. DOI: 10.14419/ijet.v7i4.12.21973

Apraiz Barreiro J., 2000. *Tratamientos térmicos de los aceros*. CiE DOSSAT, Madrid, España.

Aristizabal R., Foley R., Druschitz A., 2012. Intercritically austenitized quenching and tempering ductile iron. *International Journal of Metalcast* 6, 7-14.

Askeland D. R., Wright W. J., 2016. *The science and engineering of materials*. Cengage Learning, USA.

Bayrakceken H., Uçun I., Tasgetiren S., (2005). Fracture analysis of a camshaft made from nodular cast iron. *Engineering Failure Analysis* 13, 1240-1245. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2005.11.001

Bixler C. A., Hayrynen K. L., Keough J., Pfaffmann G., Gledhill S., (2010). Locally austempered ductile iron (LADI). *SAE International Journal of Materials and Manufacturing* 3 (1), 380-390.

Callister, Jr W. D., Rethwisch D. G. 2018. *Materials science and engineering an introduction*. Wiley, USA.

Chen X., Xu J., Hu H., Mohrbacher H., Kang M., Zhang W., Guo A., Zhai Q., (2017). Effects of niobium addition on microstructure and tensile behavior of as-cast ductile iron. *Materials Science & Engineering A* 688, 416-428. DOI: 10.1016/j.msea.2017.01.032

Colin García E., Cruz-Ramírez A., Reyes Castellanos G., Chávez Alcalá J. F., Téllez Ramírez J., Magaña Hernández A., (2021). Heat treatment evaluation for the camshaft production of ADI low alloyed with vanadium. *Metals* 11 (1036), 1-23.

Colin-García E., Sánchez-Alvarado R. G., Cruz-Ramírez A., Suarez-Rosales M. A., Portuguez-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

Cruz Ramirez A., Colin Garcia E., Chávez Alcalá J. F., Téllez Ramírez J., Magaña Hernández A., (2022). Evaluation of CADI low alloyed with chromium for Camshaft application. *Metals* 12 (249), 1-24. DOI: 10.3390/met12020249

Darmawan A. S., Purboputro P. I., Yulianto A., Anggono A. D., Wijianto W., Masyrukan M., Setiawan R. D., Kartika N.D., 2020. Effect of magnesium on the strength, stiffness and toughness of nodular cast iron. *Materials Science Forum* 991, 17-23. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.991.17>

Hu Z., Liu C., Du Y., Wang X., Zhu X., Jiang B., 2022. Effects of tempering temperature on mechanical and tribological behavior of ductile iron. *Lubricants* 10, 1-13. DOI: 10.3390/lubricants10120326

Khansaa Dawood S. Bassam Ali A., Intensar Naif F., 2018. Effect of quenching media on mechanical properties of medium carbon steel 1030. *Journal of University of Babylon, Engineering Sciences* 26 (2), 214-222.

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. DOI: 10.1016/j.compositesb.2022.109859

Druschitz A. P., Thelen S., (2002). Induction Hardened ductile iron camshafts. *SAE 2002 World Congress, Detroit Michigan, March 4-7, 1-9*.

Ogata, P. H., Dos Santos F. D., Okazaki L., Pintol N. L., Goldenstein H., (2012). A study on the camshaft lobe microstructure obtained by different processing. *SAE 2012 world congress, São Paulo Brazil, October 2-4, 1-9*.

Horbach L., Gebhardt C., Zhang J., Joseph B. D., Bührig-Polaczek A., Broeckmann C., (2024). The effect of silicon microsegregation on the mechanical properties of high silicon alloyed ductile cast iron under monotonous loading. *Heliyon* 10, 1-19. DOI: 10.1016/j.heliyon.2023.e23904

Kadhim Z. D., 2016. Effect of quenching media on mechanical properties for medium carbon steel. *International Journal of Engineering Research and application* 6 (8), 26-34.

Karaca B., Şimşir M., (2017). The effects of heat treatment on the mechanical properties of camshaft made of ductile iron. *International Refereed Journal of Engineering and Science* 6 (11), 34-40.

Kumar R., Behera R. K., Sen. S., 2015. Effect of tempering temperature and time on the strength and hardness of ductile cast iron. *IOP Conference Series: Material Science and Engineering* 75, 1-10. DOI:10.1088/1757-899X/75/1/012015

Smith W. F., Hashemi J., 2006. *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de los materiales*. Mc Graw Hill, España.

Ma H., 2012a. The quantitative assessment of retained austenite in induction hardened ductile iron. Thesis of master of degree. University of Windsor, Canada.

Ma H., Bowers R. J., Northwood D. O., Sun X., Bauerle P. J., (2012b). Residual Stress and retained austenite in induction hardened ductile iron camshafts. *WIT Transactions on Engineering Sciences* 16, 115-127. DOI: 10.2495/TD120101

Mnati A. A., (2023). Production of ductile cast iron by recycling gray cast iron scrap with adding various local materials. *Journal of Engineering and Sustainable Development* 27, 117-126.

Murcia S. C., Paniagua M. A., Ossa E. A., (2013). Development of as-cast dual matrix structure (DMS) ductile iron. *Materials Science & Engineering A* 566, 8-15. DOI: 10.1016/j.msea.2012.12.033

- Neri M. A., Carreño C., (2003). Effect of copper content on the microstructure and mechanical properties of a modified nodular iron. *Materials Characterization* 51 (4), 219-224. DOI: 10.1016/j.matchar.2003.09.001
- Pulkabeth W. W., 2004. *Introduction engine components*. Prentice-Hall, USA.
- Sun C., Fu, P.-X., Ma X.-P., Liu H.-H., Du N.-Y., Cao Y.-F., Liu H., Li D., 2020. Defect of matrix carbon content and lath martensite microstructures on the tempered precipitates and impact toughness of a medium-carbon low-alloy steel. *Journal of Materials Research Technology* 9, 7701-7710. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.05.002
- Válek T., Hampl J., Hýbl T., 2018. The influence of copper on the properties of ductile iron for producing centrifugally cast rolls. *Archives of Foundry engineering* 18,101-106. DOI: 10.24425/123610
- Wang B., Han X., Barber G. C., Pan Y., 2019. Wear behavior of austempered and quenched and tempered gray cast iron under similar hardness. *Metals* 9 (1329), 1-13. DOI:10.3390/met9121329