

Efecto de la temperatura de revenido sobre la microestructura y dureza en árboles de levas de hierro dúctil

Effect of tempering temperature on the microstructure and hardness in ductile iron camshaft

E. Colin-García ^{a,*}, E.J. Vergara-Vázquez ^b, M.A. Suárez-Rosales ^b, A. Magaña-Hernández ^c,
F.A. Montes-González ^c, R.G. Sánchez-Alvarado ^a

^a Departamento de ingeniería en Metalurgia 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

Los hierros dúctiles son utilizados en diversos componentes automotrices como los árboles de levas, los cuales son sometidos a un temple por inducción para incrementar su dureza en la periferia, para disminuir la dureza excesiva obtenida por el temple, se utiliza el tratamiento térmico de revenido, el cual comprende un rango de temperaturas de entre 150 a 600 °C. En este trabajo, se determinó el efecto diferentes temperaturas de revenido de 200, 300 y 500 °C sobre la microestructural y de dureza de árboles de levas previamente templados en aceite. Se utilizaron árboles de levas modelo exhaust para motor 3.6 L y se caracterizaron microestructural y mecánicamente en estado de colada, templados y templados con revenidos a temperaturas de 200, 300 y 500 °C con un tiempo de permanencia de 30 min. La microestructura obtenida directamente del temple fue de nódulos de grafito inmersos en una matriz de martensita con austenita retenida, mientras que al finalizar los revenidos de 200 y 300 °C de martensita revenida con finos carburos distribuidos en la matriz, y con el revenido de 500 °C de martensita revenida, ferrita y finos carburos. En adición, la mayor dureza fue obtenida con el temple con un valor de 54.35 HRC la cual disminuyo con los revenidos obtenido valores de 48.01, 45.21 y 31.85 HRC para las temperaturas de 200, 300 y 500 °C, respectivamente.

Palabras Clave:

Hierro dúctil, austenitizado, temple, revenido, microestructura, austenita retenida, dureza.

Abstract

Ductile irons are used in many automotive components such as camshaft, which are subjected to induction quenching to increases the hardness, the excessive hardness obtained in the quenching decreases applying a tempering heat treatment, which presents a range of temperatures between 150 to 600 °C. In this study was evaluated the effect of different tempering temperatures of 200, 300 y 500 °C on the microstructure and hardness on the oil quenched camshafts. It was used exhaust model engine camshafts 3.6L to be characterized microstructural and mechanically in as-cast, oil quenched and quenched with tempered condition at temperatures of 200, 300 and 500 °C with a residence time of 30 min. The microstructure obtained from quenching was graphite nodules immersed in a matrix of martensite and retained austenite, after tempering at 200 and 300 °C the nodules were inside of tempered martensite and fines carbides distributed in the metallic matrix, while tempering at 500 °C presented matrix of tempered martensite, ferrite and fines carbides. Moreover, highest hardness of 54.35 HRC was obtained in quenched camshafts, which decreases obtaining values of 48.01, 45.21 and 31.85 HRC for tempering at 200, 300 and 500 °C, respectively.

Keywords:

Ductile iron, austenitizing, quenching, tempering, microstructure, retained austenite, hardness.

1. Introducción

Los hierros fundidos, son un grupo de aleaciones ferrosas que contienen mayor cantidad de carbono que los aceros. Dentro de este grupo de aleaciones se encuentran el hierro blanco, el hierro

gris, hierro maleable, hierro dúctil y el hierro de grafito compacto (Smith & Hashemi, 2006).

El hierro dúctil (DI) presenta grafito libre en forma de esferoides, esta morfología de grafito le confiere mayor ductilidad y absorción de energía durante el impacto en comparación con las funciones de hierro gris (grafito libre en forma de hojuelas) y de

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

Correo electrónico: ecoling1400@alumno.ipn.mx (Eduardo Colin-García), al2192006912@azc.uam.mx (Evelin Juritz Vergara-Vázquez), masuarez@azc.uam.mx (Miguel Ángel Suarez-Rósales), antonio.magana@arbomex.com.mx (Antonio Magaña-Hernández), felix.montes@arbomex.com.mx (Félix Alan Montes-González), risanchez@ipn.mx (Ricardo Gerardo Sánchez-Alvarado)

hierro de grafito compacto (grafito libre con morfología vermicular y esférico). Por esta razón durante el proceso de fusión se asegura obtener nódulos de gran esfericidad (Bai *et al.*, 2022; Oktadinata, Mulyati, Sastrawan, 2023).

La morfología esférica del grafito libre y la matriz metálica que generalmente es perlítico-ferrítica al finalizar el proceso de solidificación, le confieren al hierro dúctil un correcto balance entre la resistencia a la tensión, resistencia al desgaste y dureza para su uso en algunas aplicaciones (Bai *et al.*, 2022). La adición de elementos aleantes durante el proceso de fusión del hierro dúctil y el uso de tratamientos térmicos, incrementan los valores de sus propiedades mecánicas, debido a la modificación de la microestructura resultante y de acuerdo con las necesidades específicas en cada aplicación (Oktadinata *et al.*, 2023).

Debido a la combinación de sus propiedades mecánicas, mayor fluidez, bajo costo de producción y menor densidad que los aceros, el hierro dúctil es ampliamente utilizado en piezas o maquinaria del sector industrial minero, de construcción, agrícola o automotriz (Sabzalipour & Rashidi, 2023). El sector automotriz fabrica componentes de hierro dúctil de alto desempeño y gran precisión como son los engranes, árboles de levas, cigüeñales, cajas de cambio y sistemas de dirección. (Ma, Bowers, Northwood, Sun, Bauerle, 2012).

El árbol de levas es un componente integral dentro del motor, se constituye por componentes semi-ovalados denominados levas y un eje que las mantiene rotando. El funcionamiento de las levas es abrir y cerrar las válvulas de asiento de admisión y de escape en los motores, por lo tanto, requiere una elevada dureza y resistencia al desgaste para soportar la fricción a la que es sometido continuamente (Bayrakceken, Uzun, Tasgetiren, 2005; Pulkrabath, 2004).

Para incrementar la vida útil de los árboles de levas, se han utilizado diversos materiales para su fabricación como el acero, hierro gris, hierro blanco y el hierro dúctil (Ogata, Dos Santos, Okazaki, Pintol, Goldenstein, 2022). Algunos árboles de levas fabricados de hierro dúctil, son templados por inducción para incrementar la dureza y resistencia al desgaste en la superficie, sin embargo, debido al rápido calentamiento y enfriamiento se generan grandes regiones de austenita retenida (γ_{ret}), la cual es considerada una fase indeseable porque disminuye la dureza y como una consecuencia su resistencia al desgaste (Druschitz & Thelen, 2002). Una alternativa para disminuir la austenita retenida y mantener una elevada dureza, es el uso del tratamiento térmico de temple convencional con el cual se tiene un mejor control sobre la temperatura y el enfriamiento con el medio de temple (Colin-García *et al.*, 2024a). El tratamiento térmico de temple tiene como objetivo obtener una matriz metálica de martensita (α'). El proceso consiste en austenitizar una muestra a temperaturas en un rango de entre 850 y 950 °C durante un periodo de tiempo que asegure una completa transformación de las fases y microconstituyentes hacia austenita inestable (γ), entonces la muestra es retirada y enfriada rápidamente en algún medio para asegurar la formación de martensita. El medio de temple utilizado comúnmente es el aceite porque evita la formación de grietas y distorsiones durante el temple. Sin embargo, medios de temple como el agua o la salmuera son utilizados para formas simples (ASM Handbook 4, 1991).

En general, la fragilidad causada por el temple disminuye con la aplicación de un tratamiento térmico denominado revenido, el cual es un tratamiento subcrítico que comprende el calentamiento de una pieza templada a temperaturas en un rango por debajo de la línea A_1 (temperatura de transformación eutécticoide) durante cierto periodo de tiempo y un enfriamiento dentro o fuera del horno (Sánchez-Vergara, Campos-Silva, Bautista-Godínez, 2006). En general, la finalidad del revenido es eliminar la dureza excesiva generada durante el temple, sin embargo, la austenita

retenida también disminuye (Kumar, Behera, Sen, 2015; Rashidi & Moshrefi-Torbati, 2000). Durante el revenido de los hierros dúctiles, se han identificado tres intervalos de temperatura que modifican la microestructura; i) baja temperatura de revenido con un intervalo comprendido entre 150 a 250 °C, la microestructura resultante es de finos carburos dispersos en martensita revenida, ii) temperatura media de revenido con una temperatura entre los 300 a 450 °C, la microestructura se compone por una mayor cantidad de carburos y martensita revenida, y iii) altas temperaturas de revenido con un intervalo de 500 a 600 °C, la microestructura final se constituye de carburos de mayor dimensión y ferrita (α) (Bai *et al.*, 2023).

Los estudios sobre el temple de los hierros dúctiles son enfocados principalmente a la determinación de la fracción volumen de austenita retenida obtenida bajo temple por inducción. Sin embargo, algunos investigadores han realizado temple convencional y estudiado su efecto sobre la microestructura y propiedades mecánicas. Colin-García *et al.* (2024a), estudiaron el efecto de los medios de temple aceite, agua y salmuera para disminuir la cantidad de austenita retenida en árboles de levas de hierro dúctil. El estudio mostró que, al incrementar la velocidad de extracción de calor con el medio de temple de salmuera, se obtuvo menor cantidad de austenita retenida. Oktadinata *et al.* (2023) estudiaron la influencia del revenido sobre las propiedades mecánicas de dureza y tenacidad en hierros dúctiles. Se determinó que al incrementar el tiempo de revenido la dureza disminuye mientras que la tenacidad incrementó. Hu *et al.* (2022) estudiaron el efecto de la temperatura de revenido sobre la resistencia al desgaste. Los resultados evidenciaron que el incremento en la temperatura de revenido, disminuye la dureza y resistencia al desgaste.

Los estudios sobre el comportamiento del revenido son comunes para los diversos tipos de aceros, sin embargo, la literatura para hierros dúctiles con tratamiento térmico de revenido es escasa, por esta razón, la presente investigación tiene como objetivo disminuir la cantidad de austenita retenida manteniendo una dureza similar a la obtenida por el proceso de temple, utilizando tratamientos térmicos de revenidos a las temperaturas de 200, 300 y 500 °C.

2. Materiales y métodos

Diez árboles de levas fueron obtenidos mediante el proceso de fusión en un horno de inducción sin núcleo *dual track* (Inductotherm Corp.) con frecuencia media de 300Hz, potencia de 3500 kW y capacidad de 6 toneladas por hora. Se utilizó retorno de hierro dúctil, acero bajo carbono y pedaceraía de hierro dúctil proveniente del área de mecanizado de los árboles de levas. La composición del metal base fue ajustada utilizando Fe-Si, Fe-Mn, grafito como recarburante, y cobre electrolítico. Se utilizó la técnica *Tundish* para la nodulización con 1.05 % en peso de MgFeSi. El metal modificado se transfirió a una olla de vaciado donde fue inoculado con 1 % FeSi y finalmente fue vaciado a una temperatura de 1425 °C en moldes de arena previamente obtenidos por el proceso *no bake* con cavidades de árboles de levas modelo *exhaust* para motor 3.6L. La Figura 1 muestra el árbol de levas *exhaust*, el cual contiene seis levas distribuidas en el eje.



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

La composición química de los árboles de levas fabricados de hierro dúcil fue obtenida utilizando un espectrómetro de emisión óptica OBLF GS 1000 II, los valores reportados en la Tabla 1 son el promedio del análisis de cinco muestreos. El contenido de carbono y azufre fue determinado en un analizador por combustión LECO C/S 744.

Tabla 1: Composición química del hierro dúcil de los árboles de levas (% en 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						

2.1. Tratamiento térmico de temple y revenido

El tratamiento térmico de temple se llevó a cabo en ocho árboles de levas seccionados en tres partes para su fácil manipulación durante el tratamiento térmico, como se observa en la Figura 2. Cada sección se recubrió con pintura de grafito para evitar la descarburación durante el austenitizado.



Figura 2: Árbol de levas seccionado para el tratamiento térmico.

Las secciones de los árboles de levas fueron colocadas dentro de muflas (SOLA BASIC modelo LINDENBERG) para realizar el austenitizado a una temperatura de 950 °C con una hora de permanencia. La temperatura de austenitizado fue seleccionada, debido a que presenta una mayor difusión de carbono dentro de la austenita, además, incrementando la temperatura de austenitizado la temperatura de transformación martensítica es mayor (Hoang *et al.*, 2022). Al finalizar el proceso, las muestras se retiraron del horno y se templaron en aceite con agitación hasta la temperatura ambiente, entonces las muestras se extrajeron del medio de temple y se limpiaron ultrasónicamente en una solución de agua y alcohol en la misma proporción.

Dos árboles de levas fueron utilizados para caracterizar el medio de temple y los seis árboles de levas restantes se dividieron para realizar los revenidos a las temperaturas de 200, 300 y 500 °C con tiempos de permanencia de 30 minutos, estas temperaturas de revenido fueron seleccionadas para que al finalizar el tratamiento, se obtuviera la menor cantidad de austenita retenida sin disminuir excesivamente la dureza obtenida directamente del temple; finalmente el enfriamiento se llevó a cabo al aire sobre tabiques refractarios. El ciclo térmico de temple y revenido de los árboles de levas se muestra en la Figura 3. Para cada condición de colada, temple, temple y revenido a 200, 300 y 500 °C se utilizaron 12 levas (2 árboles de levas completos) seleccionados aleatoriamente de diferentes coladas, para tener una repetibilidad en los experimentos.

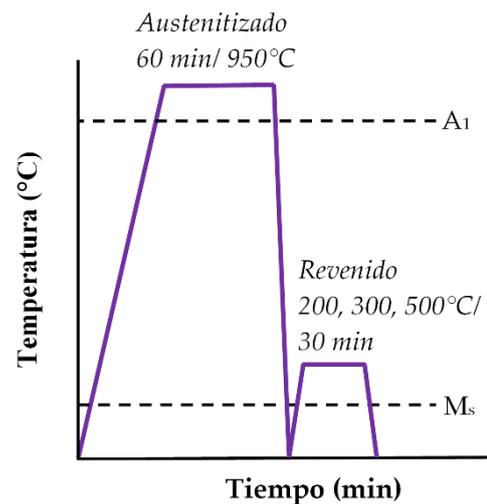


Figura 3: Ciclo del tratamiento térmico de temple y diferentes temperaturas de revenido.

2.2. Caracterización microestructural y análisis cuantitativo

Las levas fueron seccionadas utilizando una cortadora metalográfica con refrigerante y baja presión de corte para no modificar la microestructura obtenida. Cada leva fue rectificada en las dos caras como se observa en la Figura 4 a, y seccionadas transversalmente a la mitad para realizar un análisis microestructural y cuantitativo en las zonas superior (levante) e inferior (círculo base) como se indica en la Figura 4 b.

Se empleó metalografía convencional utilizando desbaste manual con papel abrasivo de números 80, 120, 220, 320, 400, 600 y 1000, seguido de un pulido con alúmina de 0.3 μm, un ataque con nital 3% para revelar la microestructura y un ataque con una solución de agua y persulfato de amonio ((NH₄)₂S₂O₈) al 10% para evidenciar carburos dentro de la microestructura (Pedro & Dommarco, 2019). Se obtuvieron micrografías mediante el uso de microscopía óptica de las zonas superior e inferior a las magnificaciones de 100 aumentos en condición de colada y 200 magnificaciones para el temple y temple con revenido.

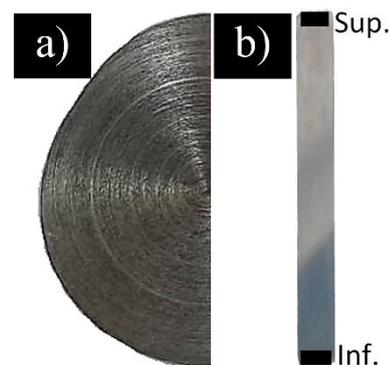


Figura 4: Leva a) rectificada - seccionada por la mitad y b) áreas de evaluación.

El análisis cuantitativo de las características nodulares de conteo nodular, nodularidad y tamaño de nódulo promedio, se realizó utilizando las micrografías en estado de pulido a las magnificaciones de 100 aumentos, el software libre *Image J*, y las ecuaciones (1) y (2). Durante el análisis se descartaron partículas inferiores a 10 μm y se consideró una esfericidad de 65% (Colín-García *et al.*, 2024b). El análisis cuantitativo de las fases y microconstituyentes en condición de colada se obtuvo mediante

las micrografías reveladas con nital, persulfato de amonio y el software *Image J*.

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

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

donde NS_{avg} es el tamaño de nódulo promedio, Av es el tamaño de nódulo obtenido del software *Image J*.

Las muestras en condición de temple y revenido a diferentes temperaturas fueron analizadas con el software *Image J* y las micrografías obtenidas a 200 magnificaciones de las zonas superior e inferior para obtener la fracción volumen de austenita retenida (Ma et al., 2012). Se reportó el promedio de dos árboles de levas completos (doce levas) y su desviación estándar.

2.3. Propiedad mecánica de dureza

La escala de dureza *Rockwell C* fue utilizada para evaluar los efectos del temple y diferentes temperaturas de revenido en un durómetro marca Mitutoyo como ha sido reportado previamente para distintos medios de temple (Colin-García et al., 2024a). Se utilizó una carga de 150 kg, con un indentador piramidal de punta de diamante, de acuerdo con la norma ASTM E 18 (ASTM, 2002). Se obtuvieron dos valores de dureza en la zona superior y dos valores de dureza en la zona inferior de cada una de las levas. Los valores reportados y su desviación estándar, son el promedio de 2 árboles de levas (12 levas) para cada condición.

La evaluación microestructural y mecánica se realizó en las zonas superior e inferior de cada leva para los árboles en condición de colada, temple y temple con revenido a temperaturas de 200, 300 y 500 °C. Se reportaron solo los valores promedio para el análisis cuantitativo de las características nodulares, las fases, microconstituyentes y sobre el análisis de dureza *Rockwell C*, debido a que una investigación previa demostró que los valores de las dos zonas no presentan una variación significativa que afecte el promedio (Colin-García et al., 2024a). Sin embargo, se colocaron las imágenes de las dos zonas para evidenciar los resultados.

3. Resultados y discusión

3.1. Análisis de los árboles de levas en condición de colada

Las micrografías en condición de colada de las muestras pulidas, atacadas con nital y persulfato de amonio se muestran en la Figura 5. Las micrografías en estado de pulido muestran una correcta distribución de nódulos dentro de las zonas superior e inferior, es decir, los nódulos se encuentran correctamente distribuidos dentro de toda la matriz metálica y no solo concentrados en una región. En la zona superior se observa una mayor cantidad de nódulos mientras que en la inferior un mayor tamaño de nódulos. Este comportamiento se debe a la velocidad de enfriamiento, mayores velocidades contribuyen a obtener mayores conteos nodulares, pero con nódulos de un menor tamaño, un comportamiento opuesto ocurre con enfriamientos lentos (Colin-García et al., 2024b). De acuerdo con las micrografías reveladas con nital, los nódulos se encuentran dispersos en una matriz de perlita con halos de ferrita proeutéctica. Las micrografías atacadas con persulfato de amonio no revelaron evidencia de carburos dentro de la microestructura, ya que estos se observarían de color blanco dentro de una

microestructura oscurecida por el persulfato de amonio (Pedro & Dommarco, 2019).

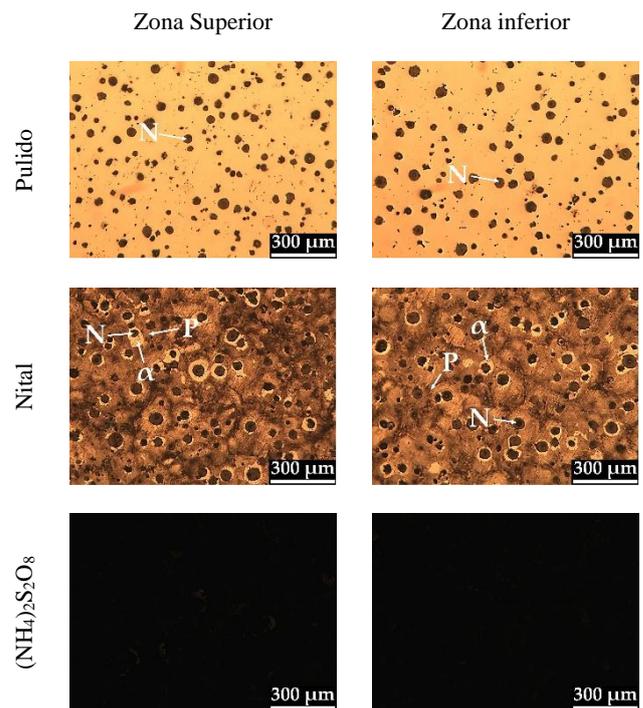


Figura 5: Micrografías de las zonas superior e inferior de los árboles de levas en condición colada en estado de pulido y atacados con nital. P; perlita, α ; ferrita y N; nódulo de grafito.

El análisis cuantitativo de las características nodulares evidenció un tamaño de nódulo promedio de 31.18 μm , un conteo nodular de 242 nod/ mm^2 , y una nodularidad de 89.68 %. Mientras que el análisis de fases y microconstituyentes mostró una fracción volumen de perlita de 72.10 %, ferrita de 17.29 % y de grafito de 10.59 %.

3.2. Análisis microestructural de los árboles de levas templados

La Figura 6 muestra las micrografías de la zona superior e inferior de los árboles de levas templados. Se obtuvo una microestructura compuesta por los nódulos de grafito dispersos dentro de una matriz de martensita y austenita retenida. La mayor cantidad de austenita retenida se observa en la zona inferior de las levas. Un comportamiento similar en la zona inferior de levas ha sido observado con diversos medios de temple (Colin-García et al., 2024a)

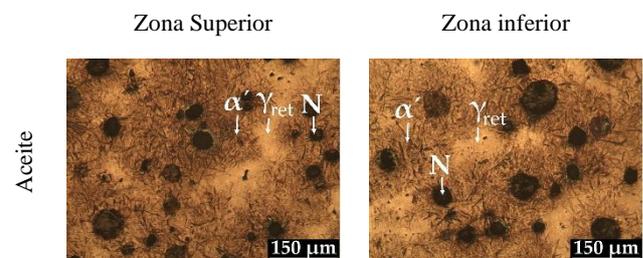


Figura 6: Micrografías de las zonas superior e inferior de los árboles de levas templados. α' ; martensita, γ ; austenita retenida y N; nódulos de grafito

La Figura 7 muestra la morfología de la martensita obtenida en los árboles de levas templados en aceite. La matriz martensita obtenida durante el temple muestra una morfología de tipo placa,

esta morfología es más evidente cerca de la austenita retenida. La martensita obtenida durante el temple de hierros dúctiles presenta una morfología de tipo placa, este tipo de martensita es obtenida debido a los elevados contenidos de carbono dispersos dentro de la matriz metálica (Li *et al.*, 2022).

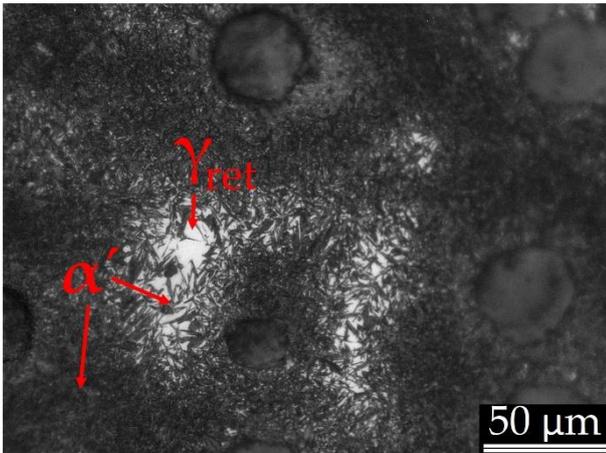


Figura 7: Matriz metálica de martensita y regiones de austenita retenida.

El análisis cuantitativo de las micrografías a la magnificación de 200 aumentos evidenció la fracción volumen de austenita retenida con un valor promedio de $10.11 \% \pm 1.4$ de las zonas superior e inferior. Estos valores de austenita retenida, son mayores que los reportados por Colin-García *et al.* (2024a) con 6.8 % para las mismas zonas en árboles de levas templados en aceite a temperatura ambiente. Este comportamiento se atribuyó al incremento de la temperatura de austenitizado. Se ha reportado que al incrementar la temperatura de austenitizado, se obtiene un mayor contenido de carbono disuelto dentro de la austenita inestable, lo cual contribuye a generar mayores regiones de austenita retenida al finalizar el temple (ASM Handbook 4, 1991; Kumar *et al.*, 2015).

3.3. Análisis microestructural de los árboles de levas revenidos a temperaturas de 200 300 y 500 °C

Durante el austenitizado del hierro dúctil, es relativamente sencillo que la austenita obtenga concentraciones mayores que 1.5 % carbono debido al elevado contenido de carbono dentro de la matriz, lo cual resulta en una severa distorsión de la red martensítica y con características extremadamente frágiles (Hu *et al.*, 2022). Para evitar este comportamiento se utiliza el tratamiento térmico de revenido. El objetivo del revenido no es eliminar los efectos generados por el temple, sino modificarlos, eliminando las tensiones internas, disminuyendo la dureza y aumentando la tenacidad. Las tensiones internas originadas durante el temple pueden reducirse en gran medida cuando la temperatura de revenido alcanza 200 °C y desaparecen casi completamente cuando llega a 500 °C (Sánchez-Vergara *et al.*, 2006).

Las micrografías de las zonas superior e inferior de los árboles de levas tratados térmicamente con temple y diferentes temperaturas de revenido se muestran en la Figura 8. La micrografía con temple y revenido a 200 °C presenta una microestructura constituida por nódulos de grafito inmersos en una matriz de martensita revenida. Se ha reportado que, dentro de esta matriz metálica, se precipitan finos carburos dispersos en la martensita revenida (Bai *et al.*, 2023), los cuales son difícilmente observables en el microscopio óptico (Hu *et al.*, 2022). Con el temple y revenido a 300 °C se obtuvo una microestructura de

nódulos de grafito dentro de una matriz de martensita revenida, y de acuerdo con investigaciones previas (Bai *et al.*, 2023) una mayor cantidad de carburos dispersos en la martensita revenida. Una evidencia del incremento en la cantidad de carburos con el revenido a 300 °C, es un contraste más oscuro que la micrografía con el revenido a 200 °C (Hu *et al.*, 2022). El temple y revenido a 500 °C presentó una microestructura compuesta por nódulos de grafito inmersos en una matriz de martensita revenida, austenita retenida, carburos y ferrita. Un comportamiento en las similar en las micrografías para las tres temperaturas, ha sido reportado previamente en microestructuras para temperaturas similares de revenido (Bai *et al.*, 2023).

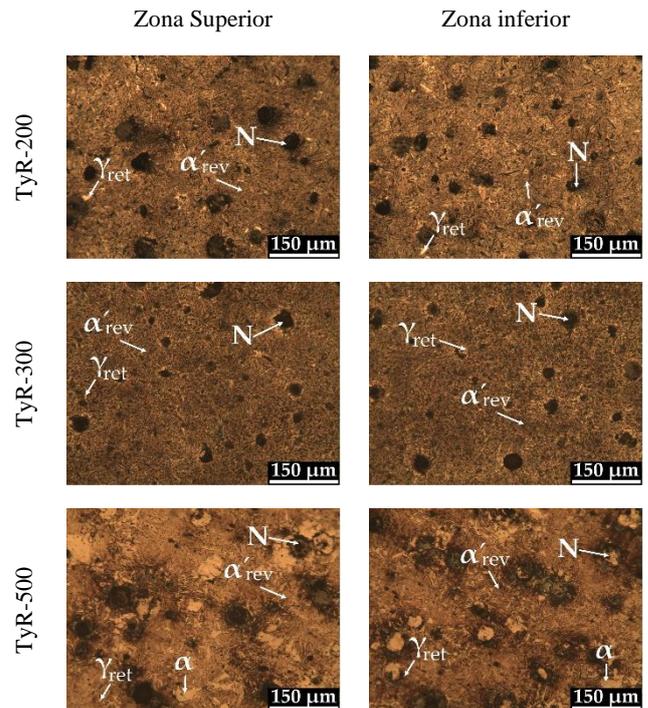


Figura 8: Micrografías de los árboles de levas templados y revenidos a las temperaturas de 200, 300 y 500 °C.

La Figura 9 muestra la micrografía de la muestra templada y revenida a 300 °C. La austenita retenida disminuyó su cantidad al finalizar el revenido a 300 °C. Además, la martensita revenida presenta una tonalidad más oscura que la mostrada con el temple debido a la presencia de finos carburos dentro de la matriz metálica (Bai *et al.*, 2023).

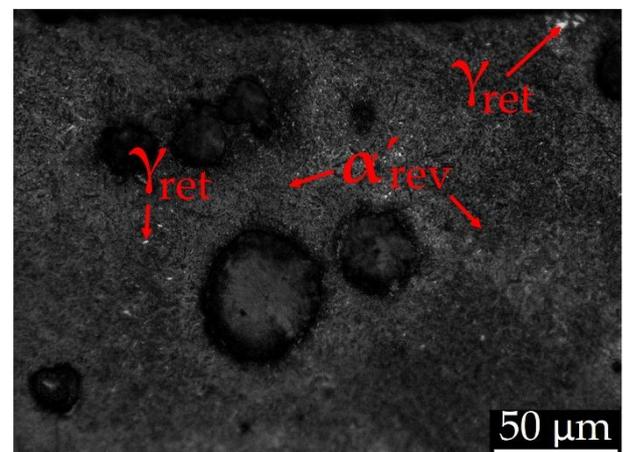


Figura 9: Micrografía de la muestra templada y revenida a 300 °C. α'_{rev} ; martensita revenida, γ_{ret} ; austenita retenida.

Durante el revenido, la martensita formada durante el temple se transforma en martensita revenida por difusión y precipitación de carbono. Sin embargo, se ha identificado que, durante este tratamiento subcrítico, se forman finos carburos de transición con variaciones de estequiometría y morfología de un tamaño muy pequeño (Balachandran, Vadiraj, Kamaraj, Kasuya, 2011; Wang, Han, Barber, Pan, 2019). Estos carburos reducen los esfuerzos internos del hierro dúctil obtenidos durante el temple. La acumulación de estos carburos contribuye a obtener un contraste más oscuro en las micrografías revenidas en comparación con las de temple (Hu *et al.*, 2022). Al incrementar la temperatura de revenido, los carburos continúan creciendo y finalmente pueden ser observados con el microscopio óptico a mayores aumentos (Wang *et al.*, 2019).

La Figura 10 muestra el análisis cuantitativo de la austenita retenida de los árboles de levas templados y templados con diferentes temperaturas de revenido. La mayor fracción volumen de austenita retenida se obtuvo con el tratamiento térmico de temple, la cual disminuyó con las tres temperaturas de revenido, siendo la mayor con el revenido a 200 °C con una mayor fracción volumen de 3.2 %, mientras que la menor con el revenido a 500 °C con 0.8 %.

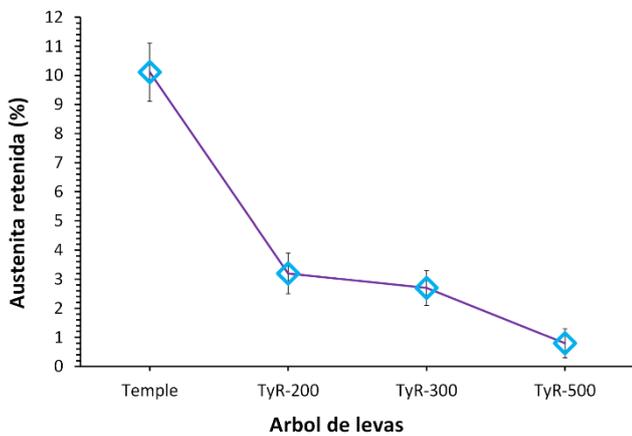


Figura 10: Fracción volumen de la austenita retenida remanente de los revenidos 200, 300 y 500 °C.

La disminución de austenita retenida se atribuye al tratamiento térmico de revenido, en el cual la austenita pierde su estabilidad y se transforma en fases más estables como finos carburos y ferrita (Hu *et al.*, 2022). Con el incremento de la temperatura de revenido, es mayor el movimiento atómico de los átomos de carbono, por lo tanto, más rápida la transformación de austenita retenida y martensita hacia ferrita y carburos (Rodríguez-Baracaldo, Arroyo-Osorio, Parra- Rodríguez, 2016). Un comportamiento similar en la disminución de la fracción volumen de austenita retenida ha sido reportado previamente en hierros dúctiles templados y revenidos en un rango de temperaturas de entre 150 a 600 °C (Bai *et al.*, 2023).

3.4. Análisis de la dureza de los árboles de levas templados y revenidos a temperaturas de 200 300 y 500 °C

El promedio de las durezas Rockwell C para los árboles de levas en condición de colada y tratados térmicamente con temple y diferentes temperaturas de revenido se muestran en la Figura 11. La dureza de los árboles de levas en condición de colada, presentan la menor dureza que las muestras tratadas térmicamente mediante temple y temple con revenido. Este comportamiento es atribuido a la matriz metálica compuesta por la baja cantidad de ferrita en forma de halos dentro de la matriz de perlita (Mahadik,

Harne, Raka, 2017). La ferrita presenta baja dureza debido a que se compone principalmente de hierro con una estructura BCC, mientras que la perlita es un microconstituyente formado por láminas alteradas de ferrita y carburo de hierro (Smith & Hashemi, 2006).

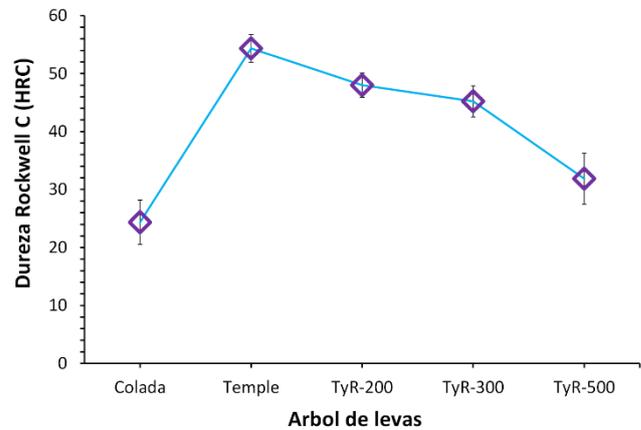


Figura 11: Dureza Rockwell C de los árboles de levas en condición de colada, templados y templados con revenido.

El mayor valor de dureza con 54.35 HRC fue obtenido con el tratamiento térmico de temple, debido a la gran distorsión de la red que se forma al transformar la austenita inestable con estructura FCC a martensita con estructura BCT, además de la gran cantidad de carbono dentro de la red (Hu *et al.*, 2022). La martensita presenta gran dureza, pero con baja tenacidad; sin embargo, dentro de los hierros dúctiles la fragilidad incrementa debido al elevado contenido de carbono dentro de la matriz metálica. Con el uso del tratamiento térmico de revenido a las temperaturas de 200, 300 y 500 °C las durezas disminuyeron, obteniendo la mayor dureza con revenido a los 200 °C (48.01 HRC), mientras que la menor dureza de revenido se obtuvo con la temperatura de 500 °C con 31.85 HRC, el revenido a 300 °C con 45.21 HRC obtuvo durezas muy similares al revenido de 200 °C.

En los revenidos a temperaturas de 200 y 300 °C, la dureza Rockwell C obtenida disminuyó ligeramente, este comportamiento se atribuye a que durante el revenido se presenta una relajación de esfuerzos dentro de la martensita formando martensita revenida. Con el revenido a 500 °C, se obtuvo una dureza de 31.85 HRC, la cual es ligeramente mayor a la de colada con 24.35 HRC, debido a la formación de la fase ferrita y a la grafitización que ocurre durante esta temperatura de revenido. Durante el revenido a temperaturas de entre 425 a 600 °C ocurre un proceso de dos estados. En el primer estado, se involucra la precipitación de carburos (similar al proceso de los aceros), en el segundo estado ocurre la nucleación y crecimiento de nódulos de menor tamaño a expensas de los carburos. Un decremento en la dureza acompaña la grafitización secundaria (ASM Handbook 4, 1991). Un comportamiento similar en la disminución de las durezas, fue observado en aceros duales revenidos a diferentes temperaturas de 150, 200, 300, 400 y 500 °C. La mayor dureza se obtuvo entre los 150 y 200 °C mientras que la menor a los 500 °C (Rodríguez-Baracaldo *et al.*, 2016).

4. Conclusiones

Se evaluó el efecto de las temperaturas de revenido de 200, 300 y 500 °C sobre árboles de levas templados en aceite mediante análisis microestructural, cuantitativo y de dureza Rockwell C, de acuerdo con los resultados se obtuvieron las siguientes conclusiones:

1. La menor dureza con un valor de 24.3 HRC fue obtenida en los árboles de levas en condición de colada compuesta por perlita y halos de ferrita pro-eutéctica.
2. La mayor dureza de 54.3 HRC fue obtenida en los árboles de levas templados en aceite. Sin embargo, se obtuvo la mayor fracción volumen de austenita retenida con un valor de 10.11 %.
3. Durante el revenido a las temperaturas de 200, 300 y 500 °C disminuyó la fracción volumen de austenita retenida, obteniendo los valores de 3.2, 2.7 y 0.8 %.
4. Al incrementar la temperatura de revenido, la dureza de los árboles de levas disminuyó, obteniendo valores de 48.1, 45.21 y 31.85 HRC para las temperaturas de revenido de 200, 300 y 500 °C, respectivamente.
5. Con un incremento de temperatura de revenido desde 200 a 500 °C, se aceleró la cinética de transformación desde martensita y austenita retenida hacia ferrita y carburos.
6. La temperatura de revenido de 200 °C se consideró la temperatura que puede ser aplicada a los árboles de levas templados completamente, ya que obtuvo una baja fracción volumen de austenita retenida (3.2 %) y la mayor dureza de 48.01 HRC en comparación con las otras temperaturas de revenido.

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 SECIHTI, Estancias posdoctorales por México, SNII y SIP-Instituto Politécnico Nacional por su permanente asistencia.

Conflicto de intereses

Los autores declaran que no existen conflictos de intereses.

Referencias

- ASM Handbook committee (1991). ASM handbook volume 4 heat treatment. ASM International, Alabama, E.U.
- ASTM E 18, 2022. Standard Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials. ASTM International.
- Bai, J., Xu, H., Wang, Y., Chen, X., Zhang, X., Cao, W., Xu, Y. (2002). Microstructures and Mechanical Properties of Ductile Cast Iron with Different Crystallizer Inner Diameters. *Crystals*, 12 (413), 1-15. DOI: 10.3390/cryst12030413
- Bai, J., Xu, H., Chen, X., Cao, W., Zhang, X., Xu, Y. (2023). Effect of tempering temperature on the wear behaviour of martensitic ductile iron. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 39 (6), 744-755.
- Balachandran, G., Vadiraj, A., Kamaraj, A., Kasuya, E. (2011). Mechanical and wear behavior of alloyed gray cast iron in the quenched and tempered and austempered conditions. *Materials and Design*, 32, 4042-4049. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.03.054

- Bayrakceken, H., Uzun, 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
- Colin-García, E., Villanueva-Ruiz, M.A., Suarez-Rosales, M.A., Téllez-Ramírez, J., Magaña-Hernández, A., Cruz-Ramírez, A. (2024a). Comportamiento microestructural y de dureza en árboles de levas fabricados de hierro dúctil bajo diferentes medios de temple y revenido. *Pädi Boletín Científico De Ciencias Básicas E Ingenierías Del ICBI*, 13 (25). DOI: 10.29057/icbi.v13i25.13212
- Colin-García, E. Sánchez-Alvarado, R.G., Cruz-Ramírez, A., Suarez-Rosales, M.A., Portuguese-Pardo L., Jiménez-Lugos J.C. (2024b). 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
- Druschitz, A. P., Thelen, S., (2002). Induction Hardened ductile iron camshafts. SAE 2002 World Congress, Detroit Michigan, March 4-7,1-9.
- Hoang A. T., Nguyen H. H., Nguyen H. D., Tran T. N., Nguyen D. N., 2022. Austenitization and formation of ausferrite structure in austempered ductile iron with dual matrix. *Materials Research Express* 9, 1-10. DOI: 10.1088/2053-1591/ac6730
- 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
- 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
- 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
- Ma, H., Bowers, R. J., Northwood, D. O., Sun, X., Bauerle, P. J. (2012). Residual Stress and retained austenite in induction hardened ductile iron camshafts. *WIT Transactions on Engineering Sciences* 16, 115-127. DOI: 10.2495/TD120101
- Mahadik, S. P., Harné, 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.
- Oktadinata, H., Mulyati, L.S., Sastrawan, S. (2023). Influence of tempering time on the microstructure, hardness and impact toughness of ductile cast iron. *Proceedings of the 6th Mechanical Engineering, Science and Technology International conference (MEST 2022)*, 19 april, 99-106. DOI: 10.2991/978-94-6463-134-0_10
- 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.
- 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

- Pulkrabek, W. W., 2004. Introduction engine components. Prentice-Hall, USA.
- Rashidi, A.M., Moshrefi-Torbati, M. (2000). Effect of tempering conditions on the mechanical properties of ductile cast iron with dual matrix structure (DMS). *Materials letter* 45, 203-207. DOI: 10.1016/S0167-577X(00)00105-1
- Rodríguez-Baracaldo, R., Arroyo-Osorio, J.M., Parra-Rodríguez, Y. (2016). Influencia del proceso de revenido en el comportamiento mecánico de un acero de fase dual de uso industrial automotriz. *Ingeniare. Revista chilena de ingeniería* 24 (1), 94-101.
- Sabzalipour, M., Rashidi, A.M. (2023). Machinability of martensitic and austempered ductile irons with dual matrix structure. *Journal of Materials Research and Technology* 26, 6928-6941. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.09.054
- Sánchez-Vergara, M.E., Campos-Silva, I.E., Bautista-Godínez, Ó.E. (2024). *Tratamientos térmicos del acero*. Trillas, México, pp-77-78. ISBN 978-968-24-7218-3.
- Smith, W. F., Hashemi, J., 2006. *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de los materiales*. Mc Graw Hill, España.
- 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/met912132