

Resistencia al desgaste del acero colado de alto silicio, con tratamiento por recocido, normalizado, austemperado y temple.

Wear resistance of high silicon cast steel, after annealing, normalizing, austempering and quenching.

Presentación: 10/10/2023

Stefanía Y. D'Amico

Dpto. Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Mar del Plata, Av. Juan B Justo 4302, B7608FDQ Mar del Plata, Buenos Aires, Argentina. Instituto de investigación en Ciencia y Tecnología de Materiales (UNMdP - CONICET) Av. Colón 10850, B7606BWV Mar del Plata, Buenos Aires, Argentina. stefaniaadamico@gmail.com

Ricardo C. Dommarco

Dpto. Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Mar del Plata, Av. Juan B Justo 4302, B7608FDQ Mar del Plata, Buenos Aires, Argentina. Instituto de investigación en Ciencia y Tecnología de Materiales (UNMdP - CONICET) Av. Colón 10850, B7606BWV Mar del Plata, Buenos Aires, Argentina. dommarco@fi.mdp.edu.ar

Nicolás E. Tenaglia

Dpto. Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Mar del Plata, Av. Juan B Justo 4302, B7608FDQ Mar del Plata, Buenos Aires, Argentina. Instituto de investigación en Ciencia y Tecnología de Materiales (UNMdP - CONICET) Av. Colón 10850, B7606BWV Mar del Plata, Buenos Aires, Argentina. ntenaglia@fi.mdp.edu.ar

Resumen

En las últimas décadas, el avance de los aceros de alta resistencia tiene entre sus protagonistas a los aceros bainíticos libres de carburos (ABLC) como uno de sus principales exponentes, gracias a una microestructura obtenida por austemperado, en la que se evita la precipitación de carburos gracias a la presencia de Si > 1,5 %. Así, la combinación de ferrita bainítica y austenita retenida provee excelente resistencia y tenacidad, en aceros obtenidos mediante (colada+laminación caliente+austemperado) en la fabricación de productos intermedios.

En este trabajo se aplica el mismo concepto, pero en un acero de alto silicio colado, simulando la obtención de piezas directamente por fusión, las cuales presentan estructura micro-segregada por la solidificación. Se evaluará la microestructura, dureza y su resistencia al desgaste.

Se obtuvieron cuatro variantes de acero mediante recocido, normalizado, austemperado y temple. Para su caracterización se utilizó microscopía óptica (ataque convencional y color) y difracción de rayos X. Se midió la dureza de las muestras, tanto de volumen, como puntualmente en las primeras y últimas zonas en solidificar, FTF y LTF (first to freeze y last to freeze), respectivamente.

La resistencia al desgaste se evaluó en dos tribosistemas diferentes, uno de ellos es el ensayo de abrasión mediante rueda de goma y arena seca (ASTM G65), y el otro es el ensayo pin on disk (ASTM G99).

Se observó que, aunque no posee la mayor dureza, el ABLC presenta una excelente resistencia al desgaste en ambos tribosistemas. El ABLC posee una resistencia a la abrasión comparable a la de la estructura martensítica, pero acompañada por mayor tenacidad. Por otro lado, para la composición química estudiada, el enfriamiento al aire

(normalizado) promueve la transformación bainítica, también con muy buenas propiedades tribológicas. Esto puede ser de gran interés tecnológico, debido a su menor costo de procesamiento.

Palabras clave: acero colado, bainita, ferrita, austenita, desgaste

Abstract

High silicon steels are perhaps one of the greatest advances in recent decades regarding ultra-high strength steels. In particular, carbide-free bainitic steels (CFBS) are the object of study and development by different researchers, thanks to their very good mechanical properties, which result from their particular microstructure, consisting of a combination of bainitic ferrite and high carbon retained austenite. The objective of this work was studying the tribological properties of a medium-carbon, high-silicon cast steel, subjected to different thermal treatments to obtain different microstructures, one of them being carbide-free bainitic. The response to abrasion wear of an CFBS was then studied and compared with that of microstructures obtained from the same steel but after applying other thermal treatments such as annealing, normalizing and tempering. To analyze and characterize the different microstructural variables of the steel, different techniques were used, including optical microscopy (including metallography with color etching), electron microscopy and X-ray diffraction. Regarding the mechanical properties, the bulk hardness and also local hardness at the first to freeze (FTF) and last to freeze (LTF) zones were measured by micro indentation tests. Furthermore, wear resistance was evaluated through abrasion tests in two different tribosystems. One of them is the abrasion test using a rubber wheel and dry sand (ASTM G65 standard), and the other is the Pin on disk test (ASTM G99 standard). It was observed that CFBS has excellent wear resistance for both tribosystems used. Although lower in hardness, carbide-free steel has abrasion resistance comparable to that of the martensitic structure, but accompanied by greater toughness. On the other hand, for the chemical composition studied, air cooling (normalized) provides a bainitic structure as well, with very good tribological properties, which may be of technological interest.

Keywords: cast steel, bainite, ferrite, austenite, wear

Introducción

Los aceros bainíticos libres de carburos (ABLC) forman parte de los aceros de muy alta resistencia (HSS) y ultra alta resistencia (UHSS), volviéndose muy relevantes en las últimas décadas, ya que poseen excelente combinación de propiedades mecánicas, como resistencia (>1500 MPa), ductilidad, tenacidad a fractura y a impacto, fatiga y resistencia a desgaste. Esto se combina con un costo de producción relativamente bajo [1]. Los ABLC se obtienen mediante el austemperado de aceros de alto silicio, tratamiento en el que, a diferencia del acero convencional, el Si previene la precipitación de carburos, logrando de esta manera las propiedades mencionadas.

La estructura de los ABLC es de muy alta resistencia, gracias a la obtención de una bainita muy fina (en algunos casos a escala nanométrica) y libre de carburos, gracias a los elementos que retardan la precipitación de carburos en el austemperado (principalmente el silicio, Si). Si la transformación bainítica se da a baja temperatura por un período de tiempo largo, es posible generar láminas de bainita muy fina, entre 20 a 30 nm, separadas por films de austenita retenida, con dureza hasta 700 HV, límite elástico del orden de 2 GPa y resistencia a tracción hasta 2,5 GPa [2].

La presencia de austenita retenida y su estabilidad reviste gran importancia, ya que cuando el material se somete a una tensión elevada, puede producirse la transformación martensítica, tanto asistida por tensión como inducida por deformación. La estabilidad de la austenita depende del carbono, el que puede alcanzar 5-7 %C, dependiendo de las condiciones de la transformación. Observaciones indican que el %C en austenita se distribuye heterogéneamente una

vez que inicia la transformación bainítica, ya que una gran cantidad de C es atrapada en los films de austenita retenida (AR) rodeada por placas de bainita ferrítica, distinto al caso en que se rodea de grandes bloques con distintas variantes cristalográficas de bainita [3]. La austenita aumenta la capacidad de endurecimiento del material, compensando el problema usual en metales de grano fino, que es la disminución de la ductilidad.

La presencia de austenita también afecta la resistencia al desgaste, para lo que debe buscarse un compromiso de propiedades para cada aplicación, que redunde en la obtención de la máxima resistencia. Por un lado, la resistencia y dureza del material se obtiene a partir de la estructura muy fina de la bainita, pero luego los eventos tribológicos repetidos en la superficie producen la degradación del material, y es aquí donde la estabilidad de la austenita también juega un rol muy importante. Por ejemplo, en el desgaste la superficie endurece por deformación plástica, pero también por la transformación martensítica, lo cual supone un aumento de la resistencia al daño superficial por aumento de dureza. No obstante, el volumen transformado podría ser removido más fácilmente que uno no transformado, debido a la pérdida de ductilidad. Esto se debe a que en general, y en particular en la abrasión, el desgaste impone no solo pérdida de material en el surcado, sino también una importante cantidad de material con deformación plástica, que debe ser acomodada para evitar la remoción.

La hipótesis planteada es que la tecnología desarrollada para aceros producidos por laminación en caliente podría ser también ventajosa para la fabricación de aceros colados. No obstante, las características microestructurales que imparte el proceso de colada y su influencia en las propiedades del ABLC deben ser evaluadas. Mayoritariamente, el estudio de la resistencia al desgaste de ABLC fue realizado sobre aceros obtenidos por (colada+laminación caliente+austemperado), evaluando el desgaste por erosión [4, 5], el desgaste por abrasión [6 - 11], y el desgaste por deslizamiento (donde domina inicialmente el mecanismo de adhesión) y/o rodadura [12 - 22]. No obstante, no hay referencias relativas a estudios tribológicos sobre aceros ABLC obtenidos directamente por colada, por lo tanto, en el presente trabajo se realizó el estudio microestructural, mecánico y tribológico de un ABLC obtenido por colada.

Desarrollo

El material empleado es un acero colado de medio C y alto Sí, con la composición que se lista en la Tabla 1, producido en la empresa Microwen, con un horno de inducción Inductotherm de 90 kg de capacidad. El material de partida se coló en la forma de bloque U o keel block, de 1 ¼" de espesor en su longitud calibrada o "patas", según la geometría y proporciones descriptas en la norma ASTM A781. Fue cortado con chorro de agua y luego mecanizado para obtener las muestras para caracterización microestructural, ensayo de dureza, y ensayos de desgaste.

Muestra	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo
A3	0,40	2,06	0,59	<0,01	<0,04	0,52	0,49	0,53

Tabla 1. Composición química de la colada A3 (% peso).

Con el objetivo de generar microestructuras de distintas características, se realizó el tratamiento térmico del material con sobre espesor y protección sólida en caja, siguiendo cuatro ciclos correspondientes a recocido, normalizado, austemperado y temple, Figura 1. En todos los casos se realizó una primera etapa de austenizado a $T_{\text{a}} = 920 \text{ }^{\circ}\text{C}$ durante $t_{\text{a}} = 120$ minutos. El enfriamiento del recocido se realizó dentro del horno, el del normalizado en aire quieto y el del temple en agua quieta. Para el austemperado se usó un baño de sales a una temperatura $T_{\text{b}} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ durante $t_{\text{b}} = 360$ min.

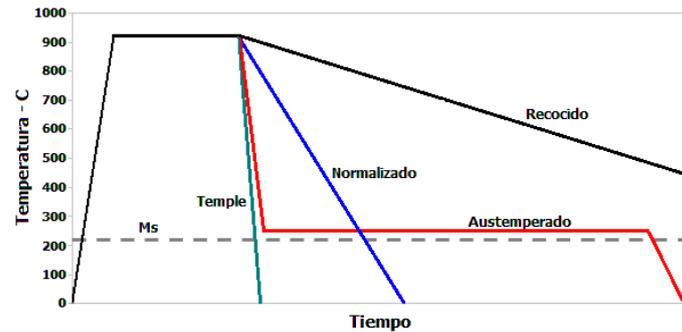


Figura 1. Esquema de los ciclos de tratamiento térmico, recocido, normalizado, austemperado y temple.

El corte y desbaste de las muestras se realizó mediante métodos convencionales, finalizando con un pulido en paño con una suspensión de alúmina de tamaño $1 \mu\text{m}$. Para revelar la microestructura, se utilizó Nital 2 %, con tiempo de ataque variable entre 2 y 10 s de acuerdo a la microestructura analizada. También se realizó el ataque color, que permite revelar la estructura de solidificación y patrones de segregación, con el reactivo Motz (solución de 10 g de NaOH, 40 g de KOH, 10 g de $\text{C}_6\text{H}_3\text{N}_3\text{O}_7$ (pícrico), 50 ml de alcohol etílico y agua destilada).

Se realizó la cuantificación de fases mediante difracción de rayos X (DRX), sobre muestras rectificadas luego del tratamiento térmico. Se utilizó un difractómetro Panalytical X'Pert Pro, operado a 40 kV y 40 mA, con radiación de $\text{Cu K}\alpha$, con barridos en el intervalo $2\theta = [47-85]^\circ$ con pasos de $2\theta = 0,05^\circ$ y un tiempo de conteo de 4 seg/paso. La fracción de austenita se determinó mediante el refinamiento por Rietveld, que incluye los picos $\{111, 200, 220\}$ de la austenita y $\{200, 112, 022\}$ de la ferrita, utilizando los programas X'Pert HighScore, X'Pert Data Viewer y Powder Cell (PCW) 2.4.

La dureza se midió siguiendo la norma ASTM E18, con un durómetro Ibertest DU-250, mediante el método Rockwell escala C (HRC). Los resultados reportados surgen del promedio de al menos ocho mediciones. La dureza también se midió mediante ensayos de micro-indentación Vickers (norma ASTM E384), utilizando un equipo Isotest PMH-1000, con carga de 1,96 N durante 15 segundos, en zonas dendríticas e inter-dendríticas para evaluar la influencia de la micro-segregación.

La resistencia al desgaste se estudió con dos ensayos diferentes, con el objetivo de evaluar la resistencia a la abrasión bajo niveles de sollicitación diversos. Por un lado, se utilizó el ensayo conocido como de rueda de goma y arena seca (norma ASTM G65), considerado como de baja presión y con abrasivo de partículas redondeadas, adoptando el procedimiento A de la norma (carga 130 N, 6000 rev. de la rueda y 30 min de duración). Se realizaron tres ensayos por muestra, reportando el promedio de la pérdida de masa.

Por otro lado, el ensayo pin on disk (norma ASTM G99), considerado como de alta presión. Se utilizó papel abrasivo grano 180 recubriendo el disco, para promover la abrasión en un pin de 8 mm de diámetro, sometido a una carga de 40 N, una velocidad de deslizamiento de 1 m/s. Los valores reportados surgen del desgaste acumulado en seis ensayos, cada uno con una distancia deslizada de 100 m, utilizando dos diámetros de huella de 140 y 160 mm. En ambos ensayos la pérdida de peso se midió en una balanza analítica con una apreciación de 0,0001 g.

Luego se analizaron las huellas de desgaste con una lupa binocular con magnificación entre 0,65X y 5X. Además, se utilizó un rugosímetro marca Taylor Hobson modelo Surtronic 3+. Se seleccionó un cut off $\lambda = 0,8 \text{ mm}$, dando una longitud de medición $L_c = 4 \text{ mm}$.

Resultados

Las microestructuras obtenidas se observan en la Figura 2. En la muestra recocida, las fases presentes son la ferrita proeutectoide (fase clara de estructura bcc, también denominada α) y la perlita (oscura) constituida por láminas de ferrita y cementita (compuesto Fe_3C). Se observa que la ferrita es la fase minoritaria y se ubica en borde de grano, mientras que la perlita domina las cantidades relativas, lo que está relacionado con la composición química y el %C.

En el caso del normalizado, la combinación de composición química y velocidad de enfriamiento promovió una transformación del tipo bainítica, evitando las transformaciones de alta temperatura como la ferrítica y la perlítica. La ferrita bainítica es la fase más oscura y tiene morfología de placa o listón, mientras que la fase más clara es una mezcla de austenita retenida enriquecida en C y martensita, esta última formada a partir de austenita residual que no ha transformado en bainita y que no tiene suficiente %C para ser estable a T_{amb} .

El austemperado muestra una estructura clásica para este tratamiento, pero a diferencia del caso anterior, la transformación ocurre isotérmicamente luego de un enfriamiento rápido hasta $T_b = 250\text{ }^\circ\text{C}$ y mantenimiento durante $t_b = 360\text{ min}$. Como en general esta transformación, y en particular la nucleación, transcurren a menor temperatura que en el normalizado, la estructura es más fina o cerrada.

En el caso del temple, se observa martensita (fase oscura) y austenita (regiones claras). También se nota con claridad, sobre todo en Fig.4 a) (a bajos aumentos), la estructura dendrítica de solidificación y su efecto en la transformación en estado sólido. Las zonas FTF (más oscuras) son menos estables ya que poseen menor contenido de aleantes, mientras que las zonas más claras son las LTF, que se encuentran más aleadas y, por lo tanto, son más estables o resistentes a la transformación, obteniendo allí mayor cantidad de austenita retenida.

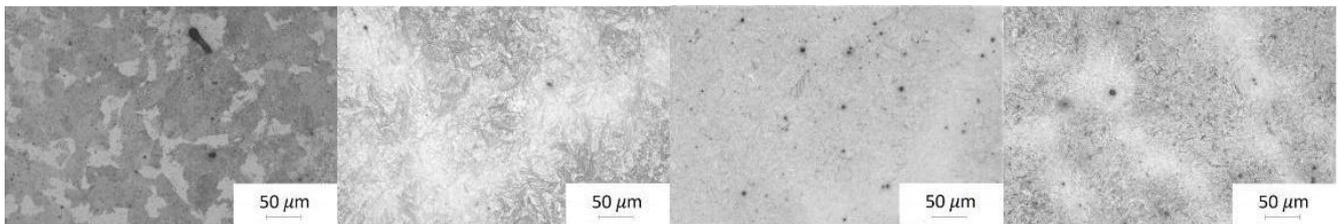


Figura 2. De izquierda a derecha: microestructuras obtenidas por recocido, normalizado, austemperado y temple.

El ataque con el reactivo Motz permite colorear la microestructura, revelando la estructura de solidificación, gracias a la reacción diferencial de la superficie metálica, en función del contenido de los elementos de aleación, en particular el Si. La Figura 3 a) muestra la estructura de recocido, con una red en tonos color ocre, que refleja las zonas últimas en solidificar o LTF. También se observa una estructura de granos compuestos por perlítica laminar.

En el caso del normalizado, Fig.3 b), se observa una estructura dendrítica o primera zona en solidificar (FTF) de color naranja oscuro, mientras que en tono ocre claro se observan las zonas LTF, caracterizadas también por la presencia de inclusiones no metálicas. También se nota en detalle que el normalizado resultó en una estructura acicular, con mayor avance de la transformación en zonas FTF (más oscuras)

En la estructura coloreada del austemperado, el color marrón oscuro corresponde a las zonas FTF, en las que se observa un gran avance de la transformación, mientras que en las zonas LTF (marrón claro) el avance es menor, lo que se observa como una estructura más abierta, Fig.3 c).

En el caso del temple, Fig.3 d), el color oscuro (azul) corresponde a las regiones que solidifican en última instancia o LTF, que forman una red contorneando las regiones FTF. También se observan la estructura dendrítica y algunas cavidades de contracción, como resultado de la solidificación.

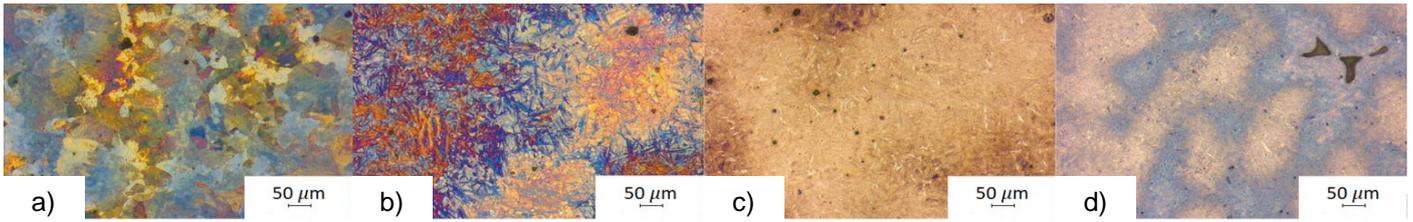


Figura 3. Microscopía con ataque color mediante reactivo Motz.

De izquierda a derecha: microestructuras obtenidas por recocido, normalizado, austemperado y temple.

El análisis mediante DRX permite conocer las cantidades de ferrita (estructura bcc o α) y de austenita (estructura fcc o γ), y los resultados se muestran en la Figura 4. Se observa que como resultado del tratamiento térmico la estructura es mayoritariamente ferrítica en todos los casos. La estructura se complementa con distintas cantidades de austenita retenida, dependiendo del tratamiento térmico. En el normalizado se midió un 16,1 %V \odot , en el austemperado 31,8 %V \odot y en el temple 21,3 %V \odot . La microestructura obtenida por recocido no presenta austenita.

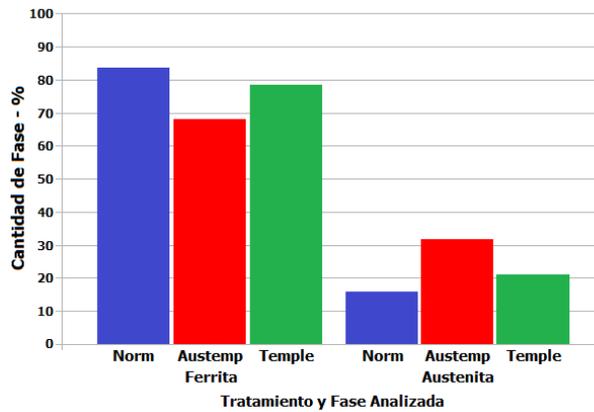


Figura 4. Cantidad porcentual de ferrita y austenita en el normalizado, austemperado y temple.

Las distintas cantidades relativas de fases, morfología y dispersión se ven reflejadas en los valores de dureza que se muestran en la Figura 5. El recocido posee una dureza de 22 HRC, el normalizado 45 HRC, el austemperado 54 HRC y el temple 57 HRC. Si bien el orden de los valores es el esperable, de acuerdo a los TTs comparados, por un lado, se observa que la estructura martensítica posee una dureza relativamente baja para su %C, y esto se debe a una transformación incompleta en el temple, ya que M_f se encuentra por debajo de T_{amb} , lo cual promovió un V \odot =21 % que es una fase de menor dureza. Por otro lado, las estructuras bainíticas resultaron de muy alta dureza.

Además, a partir del análisis microestructural con reactivo color, que permitió delinear la estructura dendrítica de solidificación, se midió la dureza en zonas FTF y LTF. Estos resultados, Fig.5 b), permiten corroborar que el avance de las transformaciones bainíticas y martensítica es mayor en las zonas FTF, debido a su menor contenido de aleantes, lo que resulta en una menor cantidad de austenita retenida y mayor dureza.

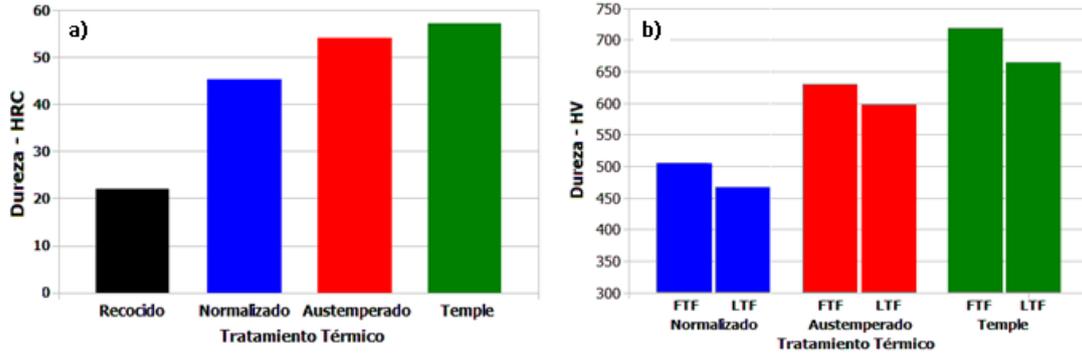


Figura 5. Dureza, a) después del tratamiento térmico, b) en zonas FTF y LTF mediante micro-indentación.

La resistencia frente al desgaste se evaluó en ensayos que promueven la abrasión de diferente severidad. Por un lado, el ensayo de abrasión con arena seca y rueda de goma (ASTM G65) considerado como de baja presión, con los resultados de la Figura 6. El acero recocido resultó la variante con mayor pérdida de peso, del orden de 0,299 g. Luego las variantes normalizado, austemperado y temple, presentaron una pérdida de peso inferior y similar entre ellas, con valores de 0,194 g, 0,178 g y 0,194 g, respectivamente.

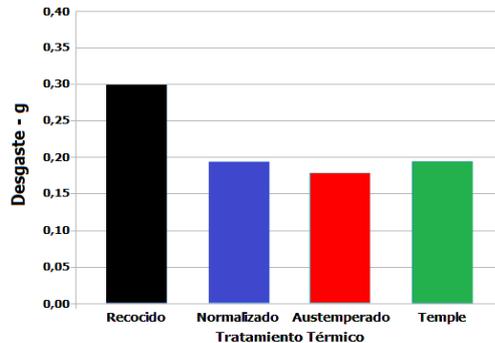


Figura 6. Resultado de ensayos de desgaste ASTM G65.

Por otro lado, los ensayos pin on disk (ASTM G99), considerados como de alta presión, Figura 7. Se observa un comportamiento relacionado con la dureza. Por ejemplo, en el ensayo para $\lambda=140$, el mayor desgaste lo presenta la muestra recocida (0,72 g) y el menor la templada (0,52 g). Las muestras con estructura bainítica poseen una resistencia a la abrasión intermedia, con 0,63 g para la normalizada y 0,6 g para la austemperada. En el ensayo para $\lambda=160$ mm, la respuesta fue similar, aunque con una mejora relativa de la variante de material austemperada, no obstante este comportamiento no puede ser completamente atribuido a una virtud del material, ya que también podría considerarse como una variación propia del ensayo.

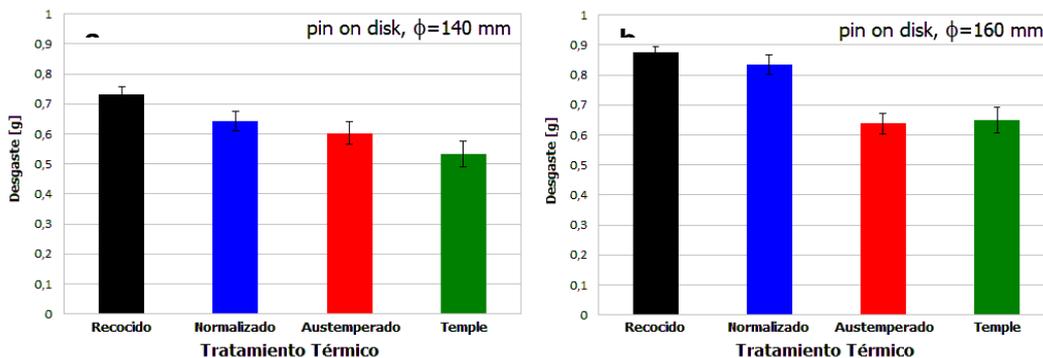


Figura 7. Ensayos de desgaste pin on disk, a) diámetro huella 140 mm, b) diámetro huella 160 mm.

A pesar que la muestra templada posee una mayor dureza, se observa que el ciclo térmico de austemperado lleva a un desgaste similar o algo menor. Esto está relacionado con que la muestra austemperada posee una mayor cantidad de austenita retenida, la cual es capaz de transformarse en martensita durante el surcado de una partícula abrasiva. En el surcado no solo se produce la remoción de material, sino también una importante cantidad de material con deformación plástica en inmediaciones del surco. Las tensiones y deformaciones producen transformación martensítica asistida o inducida, respectivamente. Esto parece favorable, por un lado, ya que la martensita provee un aumento de dureza en la región superficial, pero, por otro lado, el material pierde capacidad de deformación, que también es una virtud frente a la abrasión. Por lo tanto, el mejor comportamiento frente a la abrasión surge de un compromiso entre las distintas propiedades de la estructura, particularmente de la austemperada que es motivo de análisis en el presente trabajo. En esto juega un rol principal el %C₀ ya que determina la estabilidad de la austenita.

Un análisis similar se puede extender a la muestra normalizada, aunque de menor dureza que la templada y austemperada, pero también posee una estructura bainítica con muy buena resistencia al desgaste.

Los resultados indican que la microestructura con una considerable proporción de austenita retenida no requiere una alta dureza para ser resistente al desgaste. De esta manera, se podrían diseñar microestructuras de menor dureza, lo cual se relaciona con una mayor ductilidad y particularmente tenacidad, para ciertas aplicaciones que así lo requieran, como aquellas sometidas a desgaste combinado con esfuerzos dinámicos.

Conclusiones

Se observó que la selección de un material resistente a la abrasión no está estrictamente relacionada con la dureza. Numerosas variables entran en juego dependiendo de la severidad del proceso abrasivo. En muchas aplicaciones, la abrasión se combina con otro tipo de sollicitación que también debe ser considerada. La estructura del ABLC mostró una excelente resistencia a la abrasión en los dos tribosistemas utilizados, pero además este material posee una combinación de resistencia y ductilidad únicas y superiores a las estructuras de temple, normalizado o recocido.

Referencias

- [1] A. D. Basso, N. E. Tenaglia, R. E. Boeri, J. M. Massone, Influence of the chemical composition on the ausferritic transformation in carbide-free bainitic cast steel, *Materials Science Forum* 793 (2014) 85-91.
- [2] D. V. Edmonds, Advanced Bainitic and Martensitic Steels with Carbide-Free Microstructures Containing Retained Austenite, *Materials Science Forum* 638-642 (2010) 110-117.
- [3] H. K. D. H. Bhadeshia, Review. Nanostructured bainite, *Proc. R. Soc. A* (2010) 466, 3-18.
- [4] S. M. Shah, J. D. Verhoeven, S. Bahadur. Erosion behavior of high silicon bainitic structures I. Austempered ductile cast irons. *Wear*, 113 (1986) 267 - 278, [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(86\)90125-0](https://doi.org/10.1016/0043-1648(86)90125-0)
- [5] S. M. Shah, S. Bahadur, J. D. Verhoeven. Erosion behavior of high silicon bainitic structures II. High silicon steels. *Wear*, 113 (1986) 279 - 290, [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(86\)90126-2](https://doi.org/10.1016/0043-1648(86)90126-2)
- [6] S. Das Bakshi, P. H. Shipway, H. K. D. H. Bhadeshia. Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite. *Wear*, 308 (2013) 46-53, <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2013.09.008>
- [7] X. Y. Long, F. C. Zhang, J. Kang, Z. N. Yang, D. D. Wu, K. M. Wu, G. H. Zhang. Study on carbide-bearing and carbide-free bainitic steels and their wear resistance *Mat Sci & Technology*, 2016. DOI 10.1080/02670836.2016.1242205
- [8] E. Vuorinen, N. Ojala, V. Heino, C. Rau, C. Gahm, Erosive and abrasive wear performance of carbide free bainitic steels – comparison of field and laboratory experiments, *Tribology International* 98 (2016) 108-115, <http://dx.doi.org/10.1016/j.triboint.2016.02.015>
- [9] E. Vuorinen, V. Heino, N. Ojala, O. Haiko, A. Hedayati. Erosive-abrasive wear behavior of carbide-free bainitic and boron steels compared in simulated field conditions (2018). *Proc. of the Institution of Mech Engineers, Part J: Journal of Eng Tribology*, 2018, 232 (1), 3-13. <https://doi.org/10.1177/1350650117739125>
- [10] M. Shaha, S. Das Bakshi. Three-body abrasive wear of carbide-free bainite, martensite and bainite martensite structure of similar hardness. *Wear* 402-403 (2018) 207-215. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.02.020>

- [11] P. Valizadeh Moghaddam, M. Rinaudo, J. Hardell, E. Vuorinen, B. Prakash. Influence of fracture toughness on two-body abrasive wear of nanostructured carbide-free bainitic steels. *Wear* 460-461 (2020) 203484. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203484>
- [12] T. S. Wang, J. Yang, C. J. Shang, X. Y. Li, B. Lv, M. Zhang, F. C. Zhang. Sliding friction surface microstructure and wear resistance of 9SiCr steel with low-temperature austempering treatment. *Surface & Coatings Technology* 202 (2008) 4036-4040, <http://dx.doi:10.1016/j.surfcoat.2008.02.013>
- [13] J. Yang, T.S. Wang*, B. Zhang, F.C. Zhang. Sliding wear resistance and worn surface microstructure of nanostructured bainitic steel. *Wear* 282- 283 (2012) 81-84, <http://dx.doi:10.1016/j.wear.2012.02.008>
- [14] M. M. Wang, B. Lv, Z. N. Yang & F. C. Zhang. Wear resistance of bainite steels that contain aluminium. *Mat Sc & Technology*, 32 (2016) 282-290, <http://dx.doi:10.1080/02670836.2016.1157300>
- [15] A. Leiro, A. Kankanala, E. Vuorinen, B. Prakash. Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions. *Wear* 273 (2011) 2-8, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.03.025>
- [16] A. Leiro, E. Vuorinen, K. G. Sundin, B. Prakash, T. Sourmail, V. Smanio, F. G. Caballero, C. Garcia-Mateo, R. Elvira. Wear of nano-structured carbide-free bainitic steels under dry rolling-sliding conditions, *Wear* 298-299 (2013) 42-47, <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2012.11.064>
- [17] S. Das Bakshi, A. Leiro, B. Prakash, H. K. D. H. Bhadeshia. Dry rolling/sliding wear of nanostructured bainite. *Wear*, 316 (2014) 70-78. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2014.04.020>
- [18] S. Ahmadi Miab, B. Avishan, S. Yazdani. Wear Resistance of Two Nanostructural Bainitic Steels with Different Amounts of Mn and Ni. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2016, 29(6): 587-594. <http://dx.doi:10.1007/s40195-016-0424-z>
- [19] Z. Changle, L. Shouhai, F. Hanguang, L. Yinghua. Microstructure evolution and wear resistance of high silicon bainitic steel after austempering, *J. of Mat. Res. & Technology*, 9, 3 (2020) 4826-4839. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.03.003>
- [20] P. Valizadeh Moghaddam, J. Hardell, E. Vuorinen, B. Prakash. Effect of retained austenite on adhesion-dominated wear of nanostructured carbide-free bainitic steel, *Tribology International* 150 (2020) 106348. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106348>
- [21] P. Valizadeh Moghaddam, J. Hardell, E. Vuorinen, B. Prakash. Dry sliding wear of nanostructured carbide-free bainitic steels - Effect of oxidation-dominated wear. *Wear* 454-455 (2020) 203317, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203317>
- [22] A. Leiro, A. Kankanala, E. Vuorinen, B. Prakash. Tribological behaviour of carbide-free bainitic steel under dry rolling/sliding conditions. *Wear* 273 (2011) 2- 8, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.03.025>