

Análisis del desgaste de dos aceros comerciales de la serie 400HB sometidos a un régimen impacto-abrasivo

Wear analysis of two 400HB grade commercial steels exposed to impact-abrasion

Danny Guzmán^{1*} Alexis Guzmán¹ Daniel González¹ Rossana Sepúlveda¹

Recibido 22 de febrero de 2021, aceptado 14 de junio de 2022

Received: February 22, 2021 Accepted: June 14, 2022

RESUMEN

Los aceros comerciales resistentes al desgaste generalmente son categorizados por su dureza Brinell. Existen pocos estudios referentes a la comparación de la resistencia al desgaste de este tipo de aceros dentro de un mismo grado de dureza. Considerando lo expuesto, el objetivo de este trabajo fue estudiar el comportamiento frente al desgaste impacto-abrasivo de dos aceros de la serie 400HB, de modo de determinar otros aspectos relevantes en su respuesta frente a este tipo de desgaste. La composición química fue determinada mediante espectrometría de emisión óptica, mientras que la microestructura fue estudiada a través de difracción de rayos X, microscopía óptica y electrónica de barrido. La resistencia al desgaste impacto-abrasivo fue evaluada utilizando un equipo para la determinación del índice de abrasión de minerales de Bond. Finalmente, se realizaron mediciones de dureza y perfiles de microdureza. Los resultados arrojaron que ambas aleaciones pueden ser categorizadas como aceros de bajo carbono y baja aleación, templados y revenidos. Si bien, se determinó que la dureza es un parámetro importante, se deben considerar otros aspectos para evaluar la resistencia al desgaste de estos materiales. Se encontró que fases duras y frágiles, como la martensita no revenida, podrían afectar negativamente la resistencia al desgaste de estas aleaciones, debido a su tendencia a fracturarse y desprenderse. Adicionalmente, se comprobó que ambos aceros experimentan un endurecimiento por deformación, sin embargo, este no fue suficiente para provocar una disminución de la tasa de desgaste, debido a la severidad del régimen impacto-abrasivo a que fueron sometidos.

Palabras clave: Aceros resistentes al desgaste, desgaste impacto-abrasivo, endurecimiento por deformación.

ABSTRACT

Commercial wear-resistant steels used in mining are generally categorized by their Brinell hardness. There are few studies comparing the wear resistance of this type of steel within the same hardness category. Considering the above, the objective of this work was to study the behavior of two 400HB commercial sheets of steel against impact-abrasive wear to determine other relevant aspects to consider in the abrasion resistance of this type of alloy. The chemical composition was determined using optical emission spectrometry, while their microstructure was studied using X-ray diffraction, light microscopy, and scanning electron microscopy. The impact-abrasive wear resistance of both materials was evaluated using equipment to determine the Bond abrasion index. Finally, hardness measurements and microhardness profiles were made on the samples tested. The results showed that both alloys could be categorized as low-carbon and low-alloyed steels quenched and tempered. Although hardness was found to be a significant

¹ Universidad de Atacama. Departamento de Ingeniería en Metalurgia. Copiapó, Chile.

E mail: danny.guzman@uda.cl; alexis.guzman@uda.cl; daniel.gonzalez@alumnos.uda.cl; rossana.sepulveda@uda.cl

* Autor de correspondencia: Danny Guzmán: danny.guzman@uda.cl

parameter, other aspects should be considered to evaluate the wear resistance of these materials. It was found that challenging and brittle phases, such as non-quenched martensite, could adversely affect the wear resistance of these alloys in an impact-abrasive regime due to their tendency to fracture and peel off. Additionally, it was found that both sheets of steel experienced hardening due to the high plastic deformation produced during the tests; however, this was not enough to cause a decrease in the wear rate, due to the severity of the impact-abrasive regime at which they were submitted.

Keywords: *Wear-resistant steels, impact-abrasive wear, strain hardening.*

INTRODUCCIÓN

El proceso para la minería a rajo abierto o subterránea comienza con la perforación de un macizo rocoso, continúa con la tronadura del cuerpo, y finaliza con la carga y transporte del mineral a la primera etapa de reducción de tamaño [1]. Las menas en Chile registran un promedio de dureza del mineral que fluctúa entre 3 a 5 según la escala de Mohs [2], lo que conlleva a que en la etapa de carguío y transporte, las máquinas e insumos, como por ejemplo, baldes, dientes de palas y tolvas de camiones, estén expuestos a impactos de grandes cuerpos rocosos y abrasión [3].

Es importante considerar que los materiales ocupados para la fabricación de estos equipos, deben tener la capacidad de absorber la energía de tal forma de que no se fracturen, por lo tanto, deben ser tenaces, y además deben ser muy resistentes a la abrasión pues están en contacto constante con minerales abrasivos en los ciclos de trabajos. Generalmente para estas aplicaciones, se utilizan aceros de bajo carbono templados y revenidos, con un bajo contenido de elementos aleantes como manganeso (Mn), silicio (Si), cromo (Cr), molibdeno (Mo) y níquel (Ni) [4].

Los aceros resistentes al desgaste utilizados en la industria minera generalmente son categorizados por su dureza Brinell, ya que no existen normas que los estandaricen. Lo anterior se debe a que el desgaste no es una propiedad inherente al material, sino más bien este depende de las características de la superficie, el tipo de medio abrasivo, las condiciones ambientales, la velocidad de contacto, entre otros factores [5]. Existen varios trabajos en literatura que han investigado el efecto de la dureza sobre la resistencia al desgaste de estos materiales. En este ámbito, Ratia, Valtonen, Kemppainen y Kuokkala [6] analizaron la resistencia al desgaste

de tres aceros comerciales de las series 400, 450 y 500HB, en regímenes de abrasión e impacto-abrasión. Ellos concluyeron que existe una relación directa entre la dureza del acero y su resistencia al desgaste abrasivo. Sin embargo, esta relación no es tan clara cuando se someten estas aleaciones a condiciones impacto-abrasivas, que es la situación más habitual en la industria minera. Similares resultados fueron reportados por Tylczak, Hawk y Wilson [7], quienes estudiaron el comportamiento de varias aleaciones ferrosas frente a una gran variedad de pruebas de desgaste a nivel de laboratorio. En este contexto, Rendón y Olsson [8] concluyeron que en condiciones de impacto-abrasión, la resistencia al desgaste del acero estaría controlada principalmente por las propiedades de la capa deformada plásticamente contigua a la superficie del material.

Existen muy pocos estudios referentes a la comparación de la resistencia al desgaste de aceros dentro del mismo grado de dureza. En este contexto, Ojala, Valtonen, Heino, Kallio, Aaltonen, Siitonen y Kuokkala [9] estudiaron el desgaste abrasivo de aceros de la serie 400HB. Ellos concluyeron que adicional a la dureza, se deben tener en cuenta la ductilidad de la zona de contacto con el material abrasivo, ya que una elevada fragilidad, tendería a acelerar el desgaste de estas aleaciones.

Considerando lo expuesto, la principal motivación para la realización de este trabajo consistió en evaluar dos aceros comerciales resistentes al desgaste de la serie 400HB, utilizados comúnmente en la industria minera y analizar su comportamiento en cuanto a sus propiedades mecánicas y microestructura cuando son sometidos a un régimen impacto-abrasivo. Adicionalmente, se evaluó la susceptibilidad de endurecimiento por deformación de ambas aleaciones y se determinó cuál es la más apropiada para ser utilizada en la industria minera en condiciones impacto-abrasivas.

MATERIALES Y MÉTODOS

Para realizar esta investigación, se adquirieron dos planchas de aceros resistentes al desgaste (400 mm x 400 mm x 6 mm) de la serie 400HB utilizados comúnmente en la industria minera, las que fueron denominadas como acero A y acero B. La composición química de cada aleación fue determinada por espectrometría de emisión óptica, bajo la norma ASTM E415, en un equipo marca Spectro modelo SpectromaXx.

Para el estudio de la microestructura, las muestras fueron preparadas metalográficamente según la norma ASTM E3 y observadas mediante microscopía óptica (OLYMPUS modelo BX41M LED) y electrónica de barrido (Zeiss, modelo EVO MA10), utilizando nital al 3% como reactivo de ataque según lo establecido en la norma ASTM E407. La clasificación de las inclusiones no metálicas presentes se realizó según lo establecido en la norma ASTM E45. Para complementar la caracterización microestructural, las muestras fueron analizadas mediante difracción de rayos X (DRX) en un difractómetro Shimadzu XRD 6100 ($K\alpha$ Cu).

La dureza Rockwell C de las planchas fue determinada en un equipo Oceanus modelo HR-150AS según la

norma ASTM E18. Adicionalmente, se obtuvieron 3 perfiles de microdureza Vickers a través del espesor de cada una de las muestras, empleando un microdurómetro Zwick/Roell modelo ZHV μ de acuerdo a lo establecido en la norma ASTM E384.

Con el objeto de determinar el efecto del desgaste impacto-abrasivo sobre las propiedades mecánicas y microestructura de los aceros bajo estudio, 4 placas (25,4 mm x 76,2 mm x 6 mm) de cada aleación fueron testeadas utilizando un equipo de abrasión de Bond, marca ESSA durante 1, 2, 3, 4, 5 y 6 h. El intervalo de tiempo de 1 h entre cada medición, se estableció con el objeto de obtener una pérdida de masa cuantificable. Adicionalmente, se acotó la duración total del ensayo en 6 h, para contar con suficiente información para realizar un tratamiento matemático de los datos. La carga de material abrasivo consistió en partículas de cuarzo con granulometría comprendida entre $\frac{1}{2}$ " y $\frac{3}{4}$ ". La carga de cuarzo fue reemplazada cada 1 h de ensayo. Posterior a cada ciclo de prueba, las placas fueron masadas en una balanza analítica marca Radwag modelo AS 220.R2 con el objeto de determinar la tasa de desgaste sufrida. Un esquema del montaje experimental utilizado puede ser apreciado en la Figura 1. Adicionalmente, se realizaron perfiles de microdureza a través del espesor de cada placa luego del proceso de impacto-abrasión, siguiendo el procedimiento descrito en el párrafo anterior. Finalmente, las muestras sometidas a 6 h de desgaste fueron analizadas mediante DRX. Los perfiles de difracción obtenidos fueron refinados mediante el método de Rietveld utilizando el software MAUD [10].

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La Tabla 1 muestra los resultados del análisis de espectrometría de emisión óptica para ambos aceros bajo estudio. Las dos muestras presentaron contenidos de C y Si similares. Adicionalmente, se aprecia que el acero "A" posee una mayor cantidad de Cr en comparación al acero "B", mientras que este acero, contiene un mayor contenido de Mo. Según las composiciones encontradas, estas dos aleaciones entrarían en el rango de los aceros resistentes a la abrasión utilizados comúnmente en la industria minera [4]. Estos aceros se caracterizan por su bajo contenido de carbono y la presencia de elementos de aleación en una baja concentración, los cuales tienen

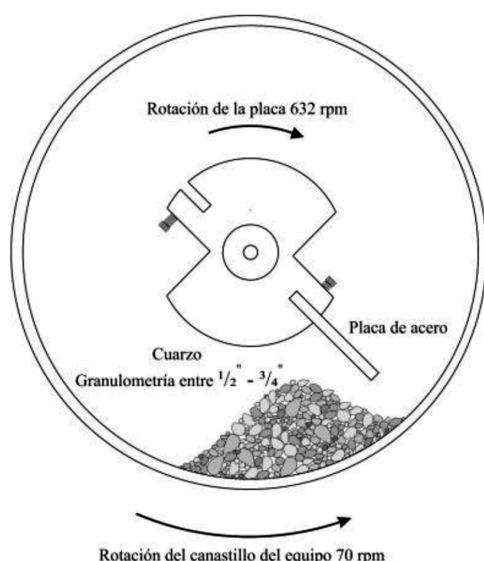


Figura 1. Esquema del molino de abrasión de Bond utilizado para determinar el comportamiento impacto-abrasivo de los aceros bajo estudio.

Tabla 1. Composición química de los aceros A y B.

Acero	[% masa]						
	Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Otros
A	97,90	0,12	0,29	1,37	0,16	0,01	<0,16
B	98,00	0,13	0,34	1,17	0,09	0,12	<0,15

como objetivo aumentar la templabilidad de estas aleaciones y mejorar sus propiedades mecánicas, al solubilizarse en la matriz de martensita revenida [11].

En relación al nivel de inclusiones, este fue determinado utilizando la norma ASTM E45. Como resultado de este análisis, se determinó que ambos aceros resultaron ser relativamente limpios, encontrándose principalmente inclusiones tipo A y D, finas, de grado 1. Con el objeto de complementar esta caracterización, las muestras fueron observadas mediante microscopía electrónica de barrido y analizadas utilizando espectroscopía dispersiva de energía de rayos X. La Figura 2 presenta a modo de ejemplo, un mapa elemental obtenido a partir de una inclusión encontrada en el acero A. Se observa concentraciones pronunciadas de Mn y S, lo cual corrobora que se trata de una inclusión tipo A de MnS, mientras que la Figura 3, presenta un ejemplo de una inclusión tipo D, posiblemente un óxido de Si.

La microestructura de ambos aceros en la condición de recibidos fue observada mediante microscopía óptica y electrónica de barrido. Las metalografías

analizadas mediante microscopía óptica (Figura 4a y Figura 4b) revelaron presencia de martensita revenida en ambas muestras. Sin embargo, el acero B presentó una mayor proporción de “martensita blanca” que el acero A. Esta fase proviene directamente de la etapa de temple y se caracteriza por su alta dureza y fragilidad [9].

La Figura 5 presenta imágenes de microscopía electrónica de barrido y sus respectivos mapeos elementales obtenidos a partir de la muestra A. Se corrobora la existencia de martensita en forma de listón, lo cual concuerda con el bajo contenido de carbono de estos aceros [12]. Los análisis de espectroscopía dispersiva de energía de rayos X, revelaron que ambas aleaciones presentan una alta homogeneidad química. No se detectaron presencia de carburos provenientes del revenido, debido a que su tamaño se encuentra bajo el límite de detección del equipo [13].

Las Figura 6a y Figura 6b presentan los difractogramas de los aceros A y B. Se aprecia en ambas muestras la presencia de martensita, lo cual ratifica las

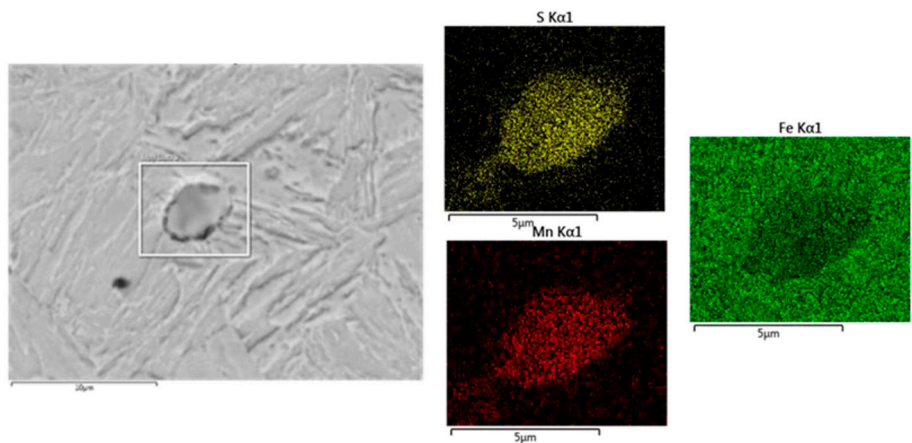


Figura 2. Distribución elemental Fe, S y Mn de una inclusión no metálica del acero A, magnificación 4000x.

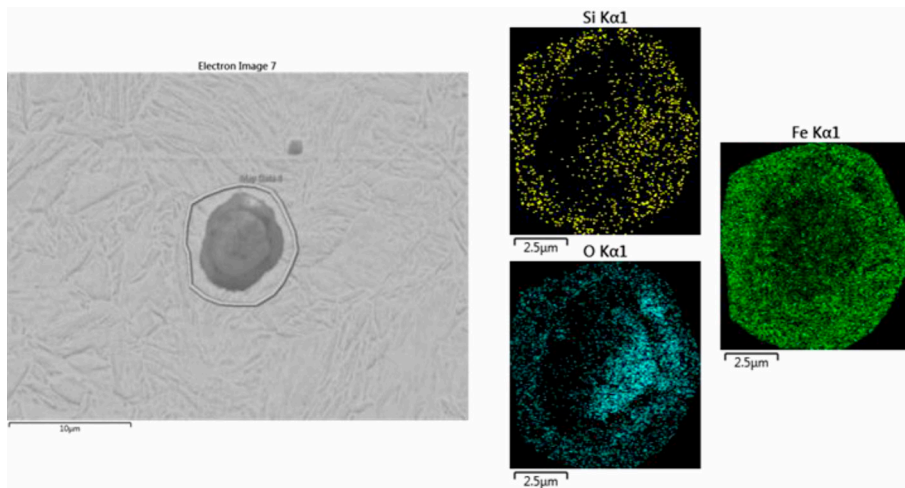


Figura 3. Distribución elemental Fe, O, Si de una inclusión no metálica tipo D, magnificación 3000x.

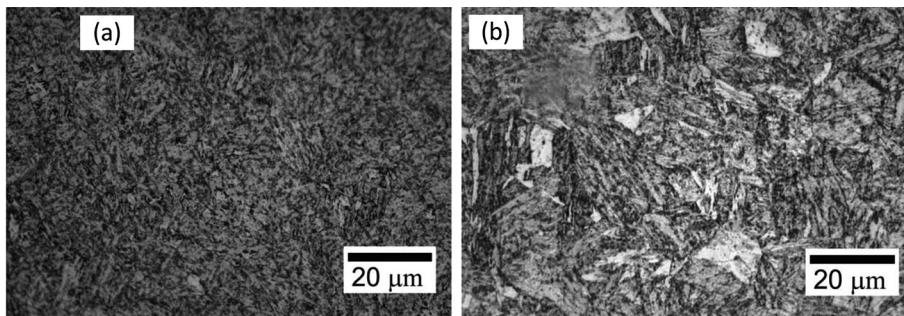


Figura 4. Micrografías obtenidas mediante la técnica de microscopía óptica, utilizando nital al 3% como reactivo de ataque, de los aceros a) A y b) B en la condición de recibidos.

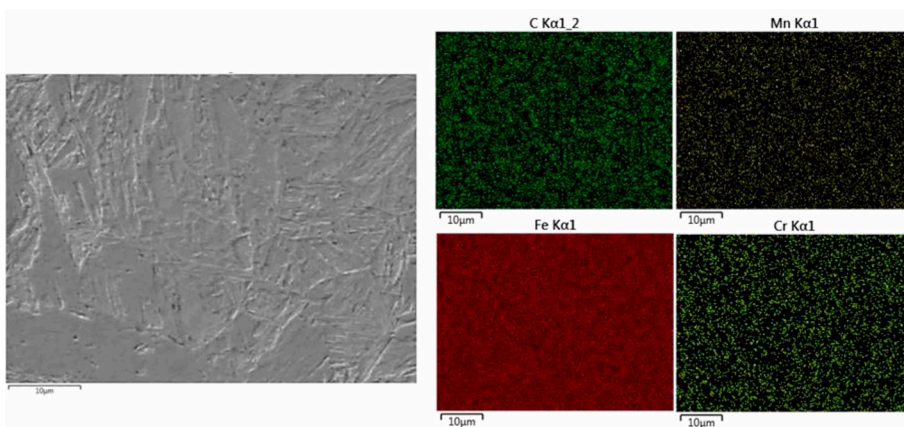


Figura 5. Micrografía de electrones secundarios del acero A y sus respectivos mapeos elementales.

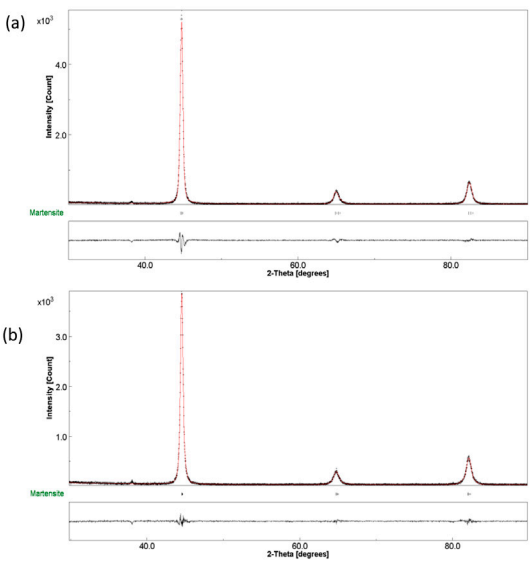


Figura 6. Ajustes Rietveld mediante MAUD de los difractogramas de rayos X de los aceros (a) A y (b) B.

observaciones realizadas mediante microscopía. Adicionalmente, se detectó un pequeño pico de difracción cercano a los $2\theta \approx 38^\circ$, el cual según bibliografía [14] podría corresponder a la difracción de un carburo.

Los difractogramas fueron refinados mediante el método de Rietveld, utilizando el software MAUD

[10]. Los resultados de dichos análisis pueden ser apreciados en la Tabla 2. Se observa en ambos casos, que el mejor ajuste se logra considerando una fase de estructura tetragonal para la martensita, con grupo espacial I4/mmm. En cuanto al tamaño de su celda unitaria, se observa que éste es ligeramente mayor en el acero B. Lo anterior se encontraría relacionado con la mayor cantidad de carbono disuelto en esta fase [15], y explicaría la mayor presencia de “martensita blanca” no revenida detectada en este acero. En relación a los tamaños de cristalita y microdeformaciones, se observa que se encuentran en los mismos órdenes de magnitud para ambos materiales.

En cuanto a la caracterización mecánica, el acero B registró una mayor dureza que el acero A (Acero B = 41 ± 3 HRC, Acero A = 38 ± 3 HRC), encontrándose ambas medidas dentro de lo esperado para un acero resistente al desgaste de la serie 400HB. La mayor dureza del acero B estaría relacionado con la mayor presencia de martensita blanca (no revenida) en esta aleación, y a su contenido más elevado de Mo. Se ha demostrado que este elemento aleante presenta un fuerte efecto endurecedor de la martensita en aceros de bajo carbono [16].

Las Figura 7a y Figura 7b presentan los perfiles de microdureza a través del espesor de cada una de los aceros bajo estudio. Se observa que la dureza tiende a disminuir en las zonas aledañas a las superficies.

Tabla 2. Resultados de los ajustes de los difractogramas realizados mediante MAUD.

	Acero A	Acero B
Ajuste		
χ^2	1,34	1,31
R_{wp} [%]	13,73	14,53
R_b [%]	9,36	10,01
R_{exp} [%]	10,26	11,04
Fase Martensita		
Simetría	Tetragonal	Tetragonal
Grupo espacial	I4/mmm	I4/mmm
Parámetro de celda “a” [nm]	0,28612	0,28628
Parámetro de celda “c” [nm]	0,28792	0,28828
Volumen de celda [nm ³]	0,02357	0,02362
Tamaño de cristalita [nm]	38,03	32,12
Microdeformación	0,002050	0,002000

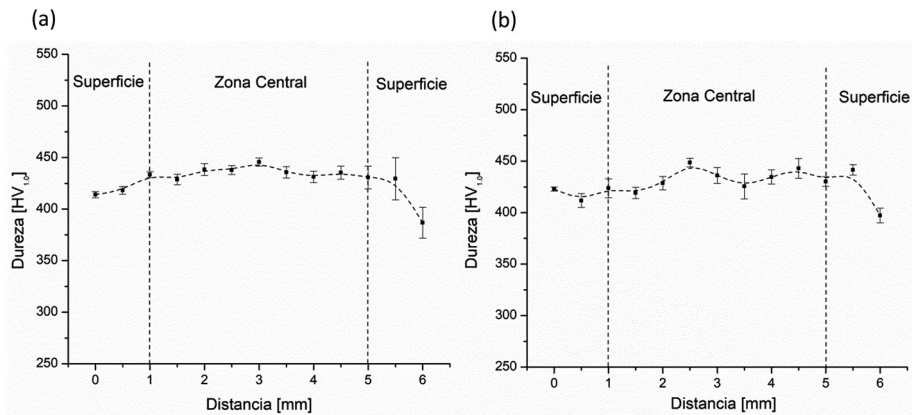


Figura 7. Perfiles de microdureza Vickers a través del espesor de la placa de acero (a) A y (b) B.

Esto se debería a problemas de descarburación durante el proceso de manufactura de las planchas [17]. En este sentido, la Figura 8 presenta dos micrografías

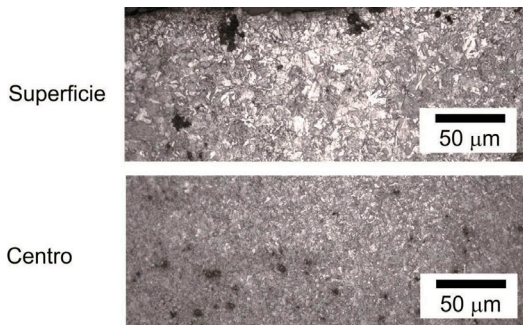


Figura 8. Micrografías sección transversal del acero A.

tomadas desde la sección transversal del acero A. En estas imágenes se observa una clara diferencia de microestructura entre la superficie y el centro de la muestra, detectándose mayor presencia de ferrita en la zona contigua a la superficie de la placa. A pesar de estas variaciones, los valores de dureza obtenidos ratifican que se trata de aceros de bajo carbono y baja aleación, templados y revenidos a baja temperatura [16].

El estudio del efecto del desgaste impacto-abrasivo sobre las placas de acero, se realizó mediante el uso de un equipo para la determinación del índice de abrasión de Bond. Las Figura 9a y Figura 9b presentan la pérdida de masa acumulada para cada una de las piezas analizadas. Se aprecia un desgaste lineal con el tiempo en ambos casos

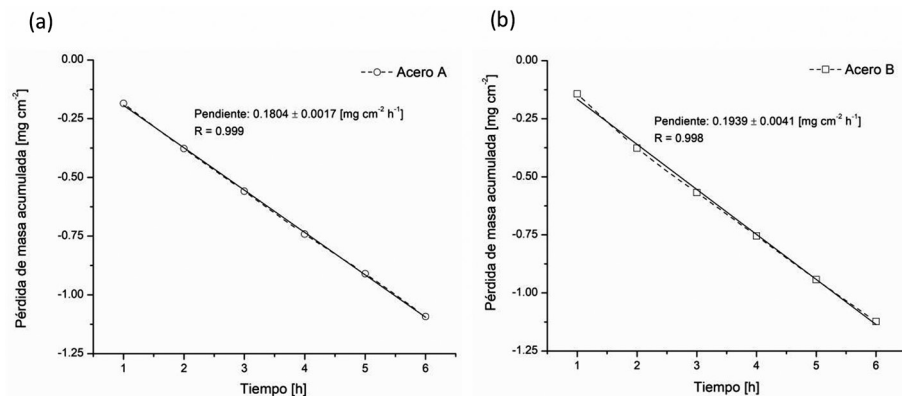


Figura 9. Pérdida de masa acumulada en función del tiempo de impacto abrasión para acero (a) A y (b) B.

bajo estudio. En cuanto a la tasa de desgaste, esta fue mayor para el acero B (Acero A = $0,1804 \text{ mg cm}^{-2} \text{ h}^{-1}$, Acero B = $0,1939 \text{ mg cm}^{-2} \text{ h}^{-1}$). Este comportamiento estaría relacionado con la mayor presencia de martensita blanca (no revenida) en este acero, la cual es dura y frágil, por lo que tendería a fracturarse y desprenderse con mayor facilidad en un régimen impacto-abrasivo. Resultados similares fueron reportados anteriormente por Ojala, Valtonen, Heino, Kallio, Aaltonen, Siitonen y Kuokkala [9].

Debido a la configuración del ensayo, sólo una cara de las placas es expuesta al régimen impacto abrasivo. Por tal razón, se decidió graficar la variación de la microdureza en los primeros 3 mm de espesor a partir de la superficie desgastada. Las Figura 10a y Figura 10b presentan los perfiles de microdureza Vickers para cada una de las placas antes y después de las pruebas impacto-abrasivas. Se aprecia un aumento ostensible de la microdureza debido al efecto de la severa deformación plástica a que fueron sometidos estos materiales. Esto se ve ratificado analizando los resultados de las refinaciones Rietveld presentados en la Tabla 3, los cuales fueron obtenidos a partir de los difractogramas de rayos X de las muestras sometidas a 6 horas de impacto-abrasión (Figura 11a y Figura 11b). Se aprecia una disminución del tamaño de cristalita y un aumento de las microdeformaciones en ambos aceros. Lo anterior estaría relacionado con el incremento de la densidad de dislocaciones producto de la deformación plástica a que fueron sometidos estos materiales. Sin embargo, este endurecimiento por deformación no fue suficiente para provocar una disminución de

la tasa de desgaste durante las pruebas impacto-abrasivas, debido a la severidad de estas.

CONCLUSIONES

Se estudió el comportamiento al desgaste impacto-abrasivo de dos aceros de bajo carbono y baja aleación de la serie 400HB templados y revenidos. Se determinó que, si bien la dureza es un parámetro importante, se deben considerar otros aspectos para evaluar la resistencia al desgaste de estas aleaciones. Se encontró que fases duras y frágiles, como la martensita no revenida, podrían afectar negativamente la resistencia al desgaste de estos materiales en un régimen impacto-abrasivo, debido a su tendencia a fracturarse y desprenderse. A la luz de los resultados obtenidos, el acero que presentaría mejores prestaciones en condiciones de impacto-abrasión sería el acero A, aun cuando exhibe la menor dureza. Lo anterior se debería presumiblemente a la mayor tenacidad de la martensita en esta aleación. Adicionalmente, se comprobó que ambos aceros experimentan un endurecimiento debido a la alta deformación plástica producida durante las pruebas, sin embargo, este no fue suficiente para provocar una disminución de la tasa de desgaste, debido a la severidad del régimen impacto a que fueron sometidas las muestras.

AGRADECIMIENTOS

Se agradece al Departamento de Ingeniería en Metalurgia de la Universidad de Atacama por facilitar las instalaciones para la realización de este trabajo.

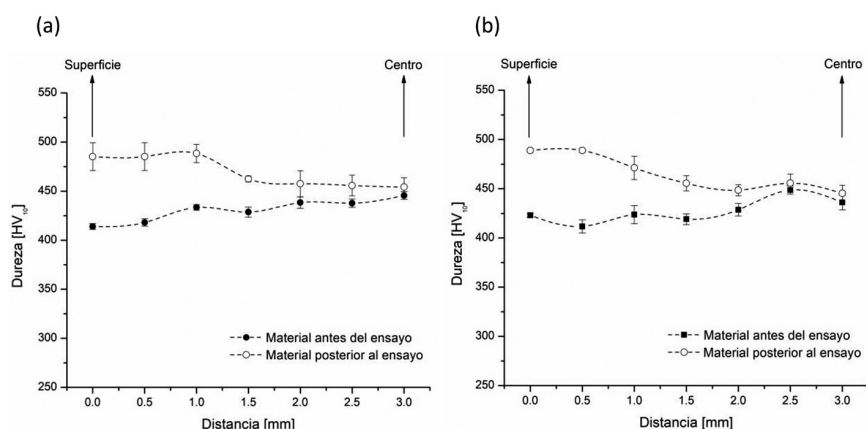


Figura 10. Perfiles de microdureza Vickers a través del espesor de la placa de acero (a) acero A y (b) acero B, luego de los ensayos impacto-abrasivos.

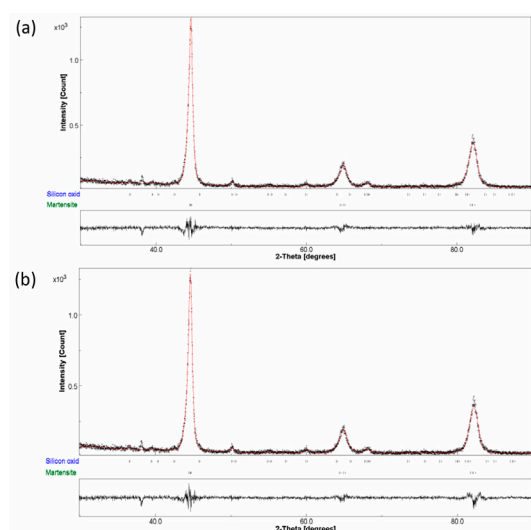


Figura 11. Ajustes Rietveld mediante MAUD de los difractogramas de rayos X de los aceros (a) A y (b) B posterior a las pruebas impacto-abrasivas. Se observa presencia de SiO_2 , debido a la incorporación de partículas abrasivas en los aceros.

Tabla 3. Resultados de los ajustes de los difractogramas realizados mediante MAUD posterior a las pruebas de impacto-abrasión.

	Muestra A	Muestra B
Ajuste		
χ^2	1,30	1,29
R_{wp} [%]	15,88	15,88
R_b [%]	11,89	11,97
R_{exp} [%]	12,25	12,34
Fase Martensita		
Simetría	Tetragonal	Tetragonal
Grupo espacial	I4/mmm	I4/mmm
Parámetro de celda "a" [nm]	0,28556	0,28635
Parámetro de celda "c" [nm]	0,28797	0,28819
Volumen de celda [nm ³]	0,02348	0,02363
Tamaño de cristallita [nm]	17,53	18,98
Microdeformación	0,003195	0,003700

REFERENCIAS

- [1] M.R. Cornejo. "Descripción cuantitativa de los procesos de extracción y reducción de mineral en la minería de cobre a cielo
- [2] abierto". Tesis de Ingeniería Civil Industria. Universidad de Chile. Santiago, Chile. 2009.
- [3] Servicio nacional de geología y minería de Chile. "Anuario de la minería de Chile 2019". Fecha de consulta: 30 de julio de 2020. URL: <https://www.sernageomin.cl/anuario-de-la-mineria-de-chile/>
- [4] P. Carlsson, U. Bexel and M. Olsson. "Friction and wear mechanisms of thin organic permanent coatings deposited on hot-dip coated steel". *Wear*. Vol. 247 Issue 1, pp. 88-99. 2001. ISSN: 0043-1648. DOI: 10.1016/S0043-1648(00)00521-4.
- [5] A.R. Chinta. "Metallurgical aspects of steels designed to resist abrasion, and impact-abrasion wear". *Materials Science and Technology*. Vol. 35 Issue 10, pp. 1133-1148. 2019. ISSN: 0267-0836. DOI: 10.1080/02670836.2019.1615669.
- [6] P. Radziszewski. "The steel wheel abrasion test (SWAT): A tool to study wear, friction and ore breakage in the mining industry". *Wear*. Vol. 267 Issue 1-4, pp. 92-98. 2009. ISSN: 0043-1648. DOI: 10.1016/j.wear.2009.01.003.
- [7] V. Ratia, K. Valtonen, A. Kemppainen and V. - T. Kuokkala. "High-Stress Abrasion and Impact-Abrasion Testing of Wear Resistant Steels". *Tribology Online*. Vol. 8 Issue 2, pp. 152-161. 2013. ISSN: 1881-2198. DOI: 10.2474/trol.8.152.
- [8] J. Tylczak, J. Hawk and R. Wilson. "A comparison of laboratory abrasion and field wear results". *Wear*. Vol. 225-229 Part 2, pp. 1059-1069. 1999. ISSN: 0043-1648. DOI: 10.1016/S0043-1648(99)00043-5.
- [9] J. Rendón and M. Olsson. "Abrasive wear resistance of some commercial abrasion resistant steels evaluated by laboratory test methods". *Wear*. Vol. 267 Issue 11, pp. 2055-2061. 2009. ISSN: 0043-1648. DOI: 10.1016/j.wear.2009.08.005.
- [10] N. Ojala, K. Valtonen, V. Heino, M.Kallio, J. Aaltonen, P. Siitonen and V-T. Kuokkala. "Effects of composition and microstructure on the abrasive wear performance of quenched wear resistant steels". *Wear*. Vol. 317 Issue 1-2, pp. 225-232. 2014. ISSN: 0043-1648. DOI: 10.1016/j.wear.2014.06.003.
- [11] L. Lutterotti. "MAUD materials analysis using diffraction". Fecha de consulta: 30 de julio de 2020. URL: <http://maud.radiographema.eu/>

- [11] V. Igwemezie, C. Ugwuegbu and U. Mark. "Physical Metallurgy of Modern Creep-Resistant Steel for Steam Power Plants: Microstructure and Phase Transformations". Hindawi-Journal of Metallurgy. Vol. 2016. ISSN: 1687-9473. DOI: 10.1155/2016/5468292.
- [12] J. Hu Wei, X. Ran and H. Ying. "Effect of Tempering Temperature on Microstructure and Properties of Low Carbon High Silicon Alloy Steel Treated by Q-P-T Process". Materials Science Forum. Vol. 993, pp. 592-596. 2020. ISSN: 1662-9752. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.993.592.
- [13] J. Laigo, F. Christien, R. Le Gall, F. Tancret and J. Furtado. "SEM, EDS, EPMA-WDS and EBSD characterization of carbides in HP type heat resistant alloys". Materials Characterization. Vol. 59 Issue 11, pp. 1580-1586. 2008. ISSN: 1044-5803. DOI: 10.1016/j.matchar.2008.02.001.
- [14] C. Scheuer, R. Fraga, R. Cardoso e S.F. Brunatto. "Effects of heat treatment conditions on microstructure and mechanical properties of AISI 420 steel". In Proceedings of CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Cuibá, Brasil. November, 2014. URL: https://inis.iaea.org/search/search.aspx?orig_q=RN:48047909
- [15] Y. Lu, H. Yu and R. Sisson. "The effect of carbon content on the c/a ratio of as-quenched martensite in Fe-C alloys". Materials Science and Engineering. Vol. 700, pp. 592-597. 2017. ISSN: 2083-4799. DOI: 10.1016/j.msea.2017.05.094.
- [16] R.A. Grange, C.R. Hibral and L.F. Porter. "Hardness of tempered martensite in carbon and low-alloy steels". Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 8 Issue 11, pp. 1775-1785. 1977. ISSN: 1073-5623. DOI: 10.1007/BF02646882.
- [17] T. Gómez-Acebo y F. Castro. "Análisis termodinámico de la descarburación de aceros". Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio. Vol. 39 N° 3, pp. 285-288. 2000. ISSN: 0366-3175. DOI:10.3989/cyv.2000.v39.i3.841.