

Efecto del tratamiento térmico de desestabilización en el desgaste de hierros blancos de alto cromo

Effect of destabilization heat treatment on the wear high chromium white irons

Iván R. Morales¹, Wilson A. Hormaza², Luís M. Méndez³

1,2-Grupo de Integridad Estructural, Universidad de los Andes. Carrera 1 N° 18A – 12 Bogotá, Colombia. mb.ivanr@gmail.com
3 -Facultad de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica. Universidad Nacional de Colombia, Carrera 45 No. 26-85

Recibido 30/10/2009, Aceptado 5/03/2010

RESUMEN

La resistencia a la abrasión de hierros fundidos de alto cromo puede ser mejorada mediante la aplicación de tratamientos térmicos específicos que favorezcan tanto la transformación de austenita en martensita, como la precipitación de carburos secundarios. En esta investigación se estudió, mediante microscopía óptica, el efecto de la temperatura de desestabilización entre 900°C y 1050°C para una aleación 26Cr2.5C2Mo de hierro blanco. La resistencia a la abrasión fue medida en términos de la pérdida de masa durante un ensayo de desgaste abrasivo según norma ASTM G65. La resistencia a la abrasión de las muestras mejoró al ser tratada térmicamente mediante un proceso de desestabilización a una temperatura determinada, para la cual el tamaño de los carburos secundarios y la dureza superficial se optimizó.

Palabras Clave: Desgaste; Tratamiento Térmico; Hierro Blanco; Metalurgia.

ABSTRACT

The heat treatments used to improve abrasion resistance of High-Chromium white casted irons (WCI) tend to ease the retained austenite/martensite transformation temperature and favor carbide precipitation within the metallic matrix. In this paper, the effect of four different destabilization heat treatment temperatures was examined for a 26Cr2.5C2Mo WCI under means of optical microscopy. The specimens were obtained under two different casting process, regular sand-casting and permanent molding. The abrasion resistance was measured as mass loss in a dry sand/rubber wheel abrasion test according to ASTM G65. The results show that the solidification speed has a direct effect on the abrasion resistance; mainly due to both the eutectic carbide size and its distribution. As predicted, the abrasion resistance of both samples was maximized under certain destabilization temperature, for which carbide size and hardness was optimized.

Key words: Wear; Heat Treatment, White Iron; High Chromium

NOMENCLATURA

WCI	White Cast Irons
M ₇ C ₃	Carburo de Cromo, Hierro o molibdeno
ID	Interdendriticos
MA	Muestras coladas en moldes de arena
MG	Muestras coladas en moldes de grafito
MCA	Muestras sin tratamiento térmico coladas en moldes de arena
MCG	Muestras sin tratamiento térmico coladas en moldes de grafito
β	Desgaste [mm ³]

1. Introducción

El tratamiento térmico de desestabilización hace referencia a la permanencia del material a temperaturas alrededor de los 1000°C de modo que permita la precipitación de carburos en la matriz austenítica, reduciendo el contenido de aleantes en la misma. Esta austenita desestabilizada se transforma más fácilmente en martensita al momento del enfriamiento, lo que a su vez mejora las propiedades mecánicas de la matriz. Bajo ciertas condiciones termodinámicas, la transformación de la austenita se ve retrasada, presentándose a temperatura ambiente regiones de austenita retenida [1]. Los tratamientos térmicos a temperaturas subcríticas permiten que tanto la austenita metaestable como la austenita retenida en la matriz, se transformen en microestructuras con mejores propiedades mecánicas como la martensita [2]. Partiendo de esta premisa, se buscó estudiar la resistencia al desgaste de una aleación de hierro blanco con alto contenido de cromo. Se caracterizó el efecto de la temperatura de desestabilización sobre la microestructura en una serie de muestras de hierro blan-

co. La resistencia al desgaste de cada una de las muestras se evaluó mediante un ensayo de desgaste abrasivo de acuerdo a la norma ASTM G65.

2. Materiales y Métodos

El material de estudio corresponde a una aleación de hierro blanco de alto contenido de cromo y molibdeno. Las muestras fueron obtenidas mediante un proceso de fundición, tomando como material base acero al carbono y adiciones de ferro aleaciones de Cromo, Molibdeno, Níquel y Manganeso. El material fue colado en moldes de arena y moldes permanentes de grafito R4340 (MA y MG, respectivamente), con el objetivo de caracterizar el efecto de dos métodos de moldeo comúnmente utilizados en la industria. La temperatura de vaciado para los dos tipos de moldes fue aproximadamente de 1450°C, y las muestras fueron retiradas del los moldes posterior a la solidificación, para luego ser enfriadas al aire. El análisis de la composición química del material fundido se presenta en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química de la aleación de hierro blanco de Alto Cromo (Peso%)

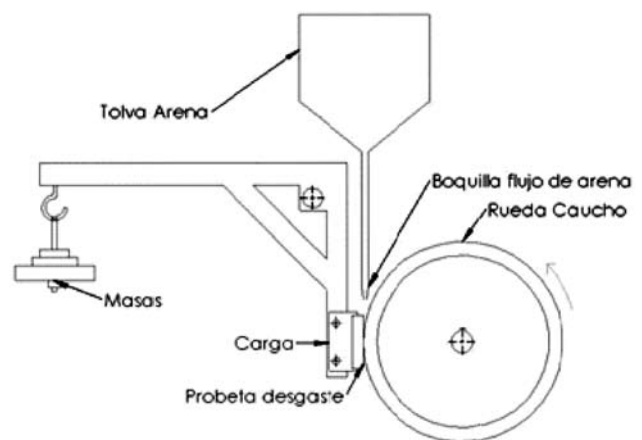
Elemento	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
Contenido	2.32	1.36	1.24	1.05	25.95	2.08	1.06	0.02	0.02

Las probetas fueron rectificadas a las dimensiones sugeridas por la norma ASTM G65 para los ensayos de desgaste. El conjunto de muestras coladas fue dividido en cuatro grupos, uno para cada temperatura de desestabilización, siendo estas 900°C, 950°C, 1000°C y 1050°C. El tiempo de permanencia a la temperatura de cada tratamiento fue de una hora, y posterior a este, se realizó un enfriamiento al aire hasta la temperatura ambiente. La caracterización microestructural se realizó por medio de microscopía óptica y mediciones de micro dureza siguiendo las especificaciones de la norma ASTM E384-06. Las muestras fueron preparadas de acuerdo con la norma ASTM E3-01(2007) para superficies metalográficas.

La evaluación de la resistencia al desgaste de las diferentes muestras se realizó al medir la pérdida en peso las probetas antes y después de un ensayo de desgaste abrasivo estandarizado por la norma ASTM G65-04. El abrasivo corresponde a arena de sílice tipo AFS 50/70, la cual por acción de una rueda de caucho giratoria, es presionada contra la superficie de la probeta con una carga constante de 130N. El montaje del ensayo se presenta en la Figura 1. La velocidad de la rueda corresponde a 200 revoluciones por minuto y la duración de cada ensayo se fijó en 2000 re-

voluciones. El valor de desgaste corresponde al promedio de cuatro ensayos, el cual fue posteriormente normalizado con la resistencia al desgaste de una muestra de acero AISI/SAE 4340 ($65.13 \pm 0.94 \text{ mm}^3$).

Figura 1. Montaje de la prueba de desgaste abrasivo ASTM G65



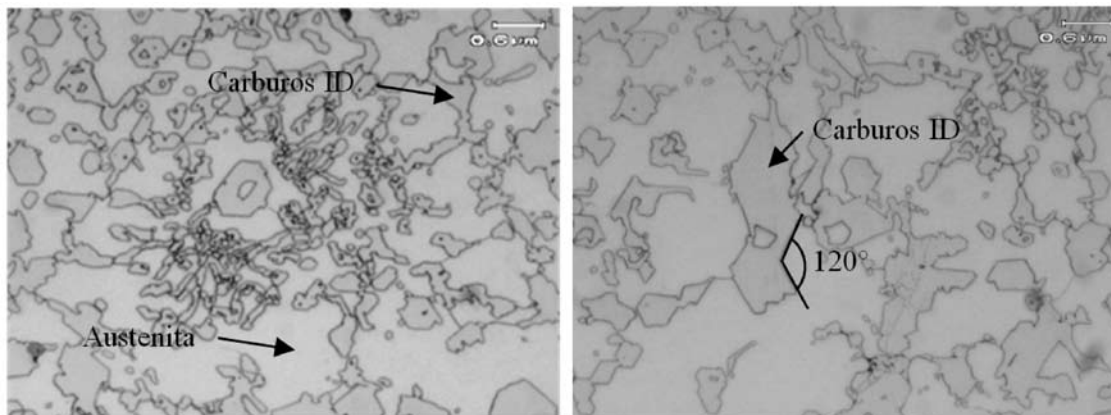
3. Resultados y Discusión

3.1. Microestructura del material colado en moldes de Arena

En la Figura 2 se presenta la microestructura del material colado en moldes de arena (MCA). Se observa una matriz

de austenita estable y carburos proeutéticos interdendríticos (ID), los cuales tienden a formar aristas a 120° , indicando que posiblemente se trate de carburos del tipo M_7C_3 , más específicamente Cr_7C_3 [5]. Igualmente se observó martensita a lo largo de todos los bordes de grano de las fases presentes. Las durezas de las muestras así como sus respectivas microdurezas se presentan en la Tabla 2.

Figura 2. Micrografía a 1000X de las muestra sin tratamiento térmico (MCA). Reactivo de Vilella por 15s



3.1.1. Microestructura después de la desestabilización

La totalidad de las muestras desestabilizadas presentaron un endurecimiento en comparación al material base (ver

Tabla 2). Se observaron básicamente dos modos de endurecimiento, uno por precipitación de carburos y el otro por transformación Martensítica.

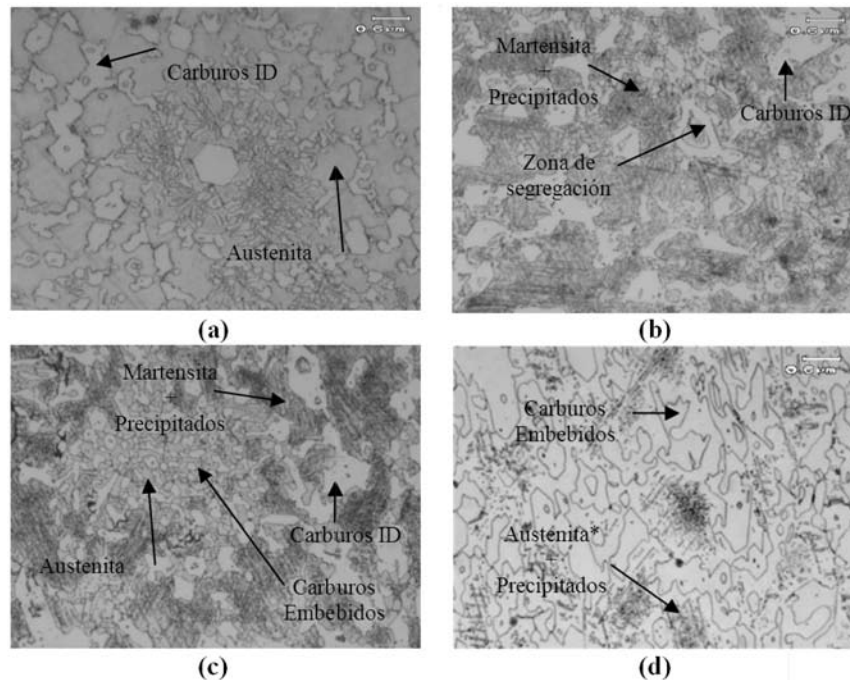
Tabla 2. Resultados ensayos de dureza y microdureza (MA)

	Dureza (HRC)	Microdureza (HV50)		
		Carburos ID	Matriz	Martensita
MCA	50.63 ± 0.31	1379 ± 103	350 ± 6	545 ± 76
900°C	57.75 ± 0.17	1413 ± 51	624 ± 46	669 ± 14
950°C	59.95 ± 0.21	1406 ± 28	640 ± 6	765 ± 35
1000°C	59.75 ± 0.19	1206 ± 69	577 ± 35	716 ± 36
1050°C	52.98 ± 0.22	1239 ± 87	485 ± 21	614 ± 32

En la Figura 3 se presentan la microestructuras de las muestras tratadas térmicamente. La muestra tratada a 900°C presenta una estructura austenítica (624HV) con carburos interdendríticos del tipo M_7C_3 (1413HV). Al compararse con el material recién colado, las regiones de martensita

aumentaron en tamaño y en dureza (pasando de 545HV a 669HV). Adicionalmente, se observó un precipitado al interior de los carburos, que posiblemente corresponda a trazas de Si, Cu o Ni segregados durante la desestabilización [5].

Figura 3. Micrografía a 1000 X del material después del tratamiento térmico (MA). Reactivo de Vilella por 15s. (a) 900°C. (b) 950°C. (c) 1000°C. (d) 1050°C.



El tratamiento de desestabilización a 950°C reflejó un endurecimiento de la matriz austenítica por precipitación debido a la precipitación de carburos y por transformación martensítica. Las zonas de austenita no transformada presentan una dureza promedio de 640HV, mientras que las zonas de Martensita con carburos precipitados presentan una dureza de 765HV. Dichos valores corresponden al endurecimiento máximo obtenido durante los tratamientos térmicos estudiados. Se presentó adicionalmente decoloración de la fase austenítica, la cual es atribuida a procesos difusivos de concentraciones de cromo y carbono hacia los carburos interdendríticos. La segregación de cromo y carbono no afectó la dureza de los carburos interdendríticos, pero si aumentó la dureza de la matriz como lo indican los resultados presentados en la Tabla 2.

Las muestras desestabilizadas a 1000°C presentaron una microestructura compuesta por granos de austenita retenida (577HV) rodeados por regiones de martensita estable (716HV). Los carburos están presentes tanto en los espacios interdendríticos (1206HV), como al interior de los granos en la forma de precipitados de gran tamaño. Algunos de los carburos interdendríticos presentan en su periferia morfologías típicas de carburos M_3C , así como evidencias de segregación. La microestructura resultante después de la desestabilización a 1050°C resultó similar a la obtenida en las muestras recién coladas, observándose una matriz principalmente austenítica (485HV), con algunos carburos interdendríticos con signos de segregación

(1239HV). A diferencia de lo obtenido a las otras temperaturas de desestabilización. También se observó al interior de la austenita, precipitados de forma alargada similares a los obtenidos con temperaturas de 950°C y 1000°C, pero al mismo tiempo se observaron, en grandes cantidades, precipitados de forma puntal los cuales tienden a aglomerarse en el núcleo de la austenita. Con base en las características morfológicas de dicho precipitado y la elevada resistencia al ataque con el reactivo de Vilella (HCl + Acido Pírico), se estima que corresponden a carburos de molibdeno del tipo Mo_2C [6].

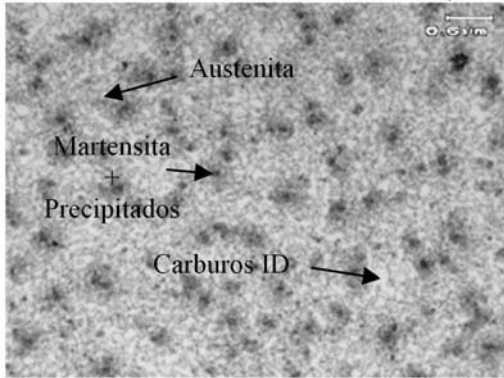
Las mediciones de microdureza presentadas en la Tabla 2 muestran que dentro del intervalo de temperaturas de desestabilización estudiadas, existe un rango para el cual se presenta un mayor endurecimiento del material. Esto es atribuido a que el carbono disuelto en la matriz tiende a ser segregado hacia los contornos de grano, aumentando el porcentaje de carbono en dichas regiones y por ende facilitando la transformación martensítica [1]. A partir de 950°C, la segregación se hace más severa, degradando la matriz y no permitiendo que esta pueda transformarse en martensita.

3.2. Microestructura del material colado en moldes de grafito

La microestructura de las muestras coladas en moldes de grafito (MCG) se caracteriza por una matriz austenítica en

presencia de carburos interdendríticos. Al igual que en las muestras MA, se observaron carburos precipitados al interior de las regiones de martensita. Las fases presentes en estas muestras de tamaño considerablemente menor en comparación a lo obtenido con los moldes de arena, lo cual es atribuido a una mayor velocidad de solidificación por causa de la elevada conductividad térmica del grafito.

Figura 4. Micrografía a 1000X del material sin tratamiento térmico (MCG). Reactivo de Vilella por 15s

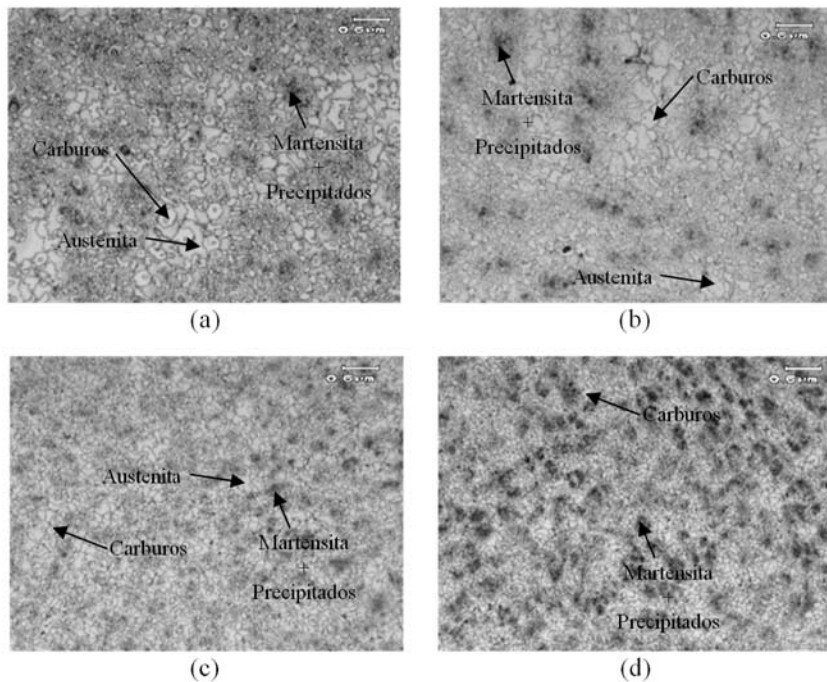


El tamaño reducido de las fases no permitió realizar mediciones de microdureza, pero con el objetivo de corroborar los resultados, se realizaron indentaciones Vickers con una carga de 1000g por 15seg (HV_{1000}), obteniéndose resultados de 730HV. La dureza de la muestra recién colada fue de 57.93 ± 0.44 HRC, que al compararse con lo obtenido en los moldes de arena representa un incremento del 12.3% en dureza.

3.2.1. Microestructura después de la desestabilización

Por efecto del tratamiento térmico a 900°C , se observó un incremento en el tamaño de las fases, el cual es atribuido a procesos difusivos y de recristalización durante la desestabilización. Este fenómeno, se observó únicamente en las muestras coladas en moldes de grafito y es atribuido a una solidificación discontinua con velocidades de solidificación ligeramente diferentes. La microestructura, tanto de las zonas de alta y media velocidad de solidificación, está compuesta por granos de austenita en presencia de carburos interdendríticos proeutécticos.

Figura 5. Micrografías a 1000X del material después del tratamiento térmico (MG). Reactivo de Vilella por 15s. (a) 900°C . (b) 950°C . (c) 1000°C . (d) 1050°C .



Al examinar la microestructura obtenida después de la desestabilización a 950°C se observó una matriz de austenita, con carburos interdendríticos y una mayor cantidad de regiones de martensita en comparación con lo obtenido a 900°C . Los espacios interdendríticos están compuestos

principalmente por carburos hexagonales (Cr_7C_3) y carburos interdendríticos de morfologías variables. Estos últimos son producto de la segregación de cromo y carbono, durante la solidificación y el enfriamiento de la austenita [5].

A partir de la desestabilización a 1000°C, se observó un crecimiento del grano austenítico, lo cual se reflejó en la desaparición de muchos de los contornos de grano. Los carburos que antes se encontraban en los espacios intergranulares, se observan ocupando espacios bien definidos al interior de los granos de austenita y manifestándose también precipitados del tipo Cr₇C₃. Adicionalmente la morfología de estos carburos cambió, observándose contornos redondeados y una tendencia a subdividirse en carburos de menor tamaño. La martensita se encuentra homogéneamente distribuida en toda la matriz.

A diferencia de lo observado en las muestras coladas en moldes de arena, la temperatura de desestabilización no tuvo un efecto drástico sobre la dureza del material. Comparando los resultados con lo obtenido en las muestras MA, se puede apreciar que el nivel máximo de dureza

(60.58±0.33HRC) se alcanza con una temperatura de 1000°C para las muestras MG, mientras que para las muestras MA, se obtiene una dureza máxima de 59.95±0.21HRC para 950°C.

3.3. Ensayos de desgaste abrasivo ASTM G65

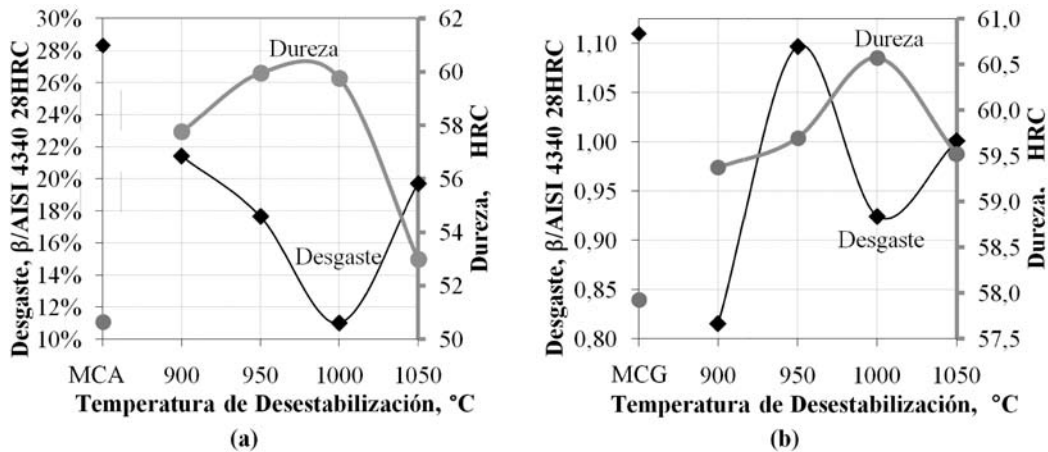
Los resultados obtenidos durante los ensayos de desgaste se presentan en la Tabla 3. Se observa que aún cuando la dureza de las muestras MG recién coladas es mayor (57.93HRC contra 50.63HRC), el desgaste de material (β) es casi tres veces mayor a lo obtenido con las muestras coladas en moldes de arena. La diferencia en el desempeño de estas dos muestras radica en la microdureza de las fases, su tamaño, así como a la diferencia entre la microdureza de la fase y el agente abrasivo (1430 HV [7]).

Tabla 3. Resultados de los ensayos de desgaste según la norma ASTM G65.

	Temperatura Tratamiento	Desgaste (β) (mm ³)	Desgaste Relativo (% _o , β / _{AlSi 4340})	Dureza (HRC)
Muestras Arena (MA)	MCA	18.46 ± 0.46	28.3 ± 0.71	50.63 ± 0.31
	900°C	13.93 ± 1.60	21.4 ± 2.46	57.75 ± 0.17
	950°C	11.48 ± 0.95	17.6 ± 1.46	59.95 ± 0.21
	1000°C	7.16 ± 0.55	11.0 ± 0.85	59.75 ± 0.19
	1050°C	12.83 ± 0.76	19.7 ± 1.17	52.98 ± 0.22
Muestras Grafito (MG)	MCG	72.46 ± 15.4	111.25 ± 23.65	57.93 ± 0.44
	900°C	90.71 ± 1.77	90.71 ± 2.7	59.38 ± 0.33
	950°C	122.05 ± 4.74	122.05 ± 7.3	59.70 ± 0.41
	1000°C	102.85 ± 5.30	102.85 ± 8.1	60.58 ± 0.33
	1050°C	111.38 ± 4.52	111.38 ± 6.9	59.53 ± 0.33

Por un lado la microestructura de las muestras MG se caracteriza por ser fina, homogénea y con una dureza relativamente alta de 720HV, y por otro lado, las muestras MA presentan una microestructura compuesta de fases mucho más grandes y diferenciadas unas de otras. Lo anterior lleva a que durante el ensayo de desgaste, los granos de sílice, con una dureza muy superior al promedio de dureza de las muestras MG, tiendan a incrustarse y retirar ma-

terial con mayor facilidad. En cuanto a la microestructura de las muestras MA, la presencia de carburos de mayor tamaño y de una dureza ligeramente mayor al abrasivo (1300HV), hacen que la incrustación de los granos sea más difícil, reflejándose en una menor pérdida volumétrica de material (72mm³ para las muestras MG, frente a 18mm³ de las muestras MA).

Figura 6. Efecto de la temperatura de desestabilización sobre el desgaste y la dureza.(a) Muestras (MA). (b) Muestras (MG)

En la Figura 6(a) y Figura 6(b), se presenta para el material colado y tratado térmicamente, la comparación entre los resultados de dureza y de desgaste. Se observa que el desgaste de las muestras guarda una cierta proporcionalidad con la dureza del material, obteniéndose para las durezas más altas los desgastes más pequeños. Por otro lado, las muestras MG no indican proporcionalidad alguna, obteniéndose resultados variables tanto para el material recién colado (MCG) como el desestabilizado. Los resultados de desgaste obtenidos tanto para las muestras MG como para las MA son similares y consistentes con los obtenidos por otros autores en pruebas similares (ver referencias [3] y [6]). De igual forma para las muestras coladas en grafito se presentaron desgastes equivalentes a los obtenidos con aceros martensíticos con durezas similares, lo cual concuerda con lo reportado por [3] y [4].

Conclusiones

El uso de moldes de grafito durante el proceso de moldeo de hierros blancos, permite obtener microestructuras muy finas de austenita en presencia de carburos interdendríticos. La elevada tasa de solidificación y enfriamiento retrasó el crecimiento de los carburos, lo cual tuvo un efecto negativo en la resistencia al desgaste abrasivo con arena de sílice AFS 50/70. Las muestras coladas en molde de arena resultaron ser más resistentes al desgaste, ya que su microestructura presenta carburos de alta dureza y tamaño, en comparación con el agente abrasivo.

El tratamiento térmico de desestabilización, proporcionó un endurecimiento de la fase austenítica vía precipitación de carburos secundarios de Cromo y transformación martensítica. Para el caso de las muestras coladas en moldes de arena, se encontró que existe un intervalo de temperaturas de desestabilización entre 950°C y 1000°C, donde el material presenta microestructuras más resistentes al des-

gaste abrasivo, mostrando un desgaste de tan sólo un 11% del presentado en el material sin tratamiento térmico.

Para las muestras coladas en moldes permanentes de grafito se encontró que mediante un tratamiento de desestabilización a 900°C se puede llegar a mejorar la resistencia al desgaste inicial en un 18.5% respecto al material sin tratamiento.

Referencias

- [1] Ö.N.Doğan, J.A.Hawk, G.Laird II (1997) Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons. *Metallurgical and Materials Transactions A* 28(6), pp. 1315-1328.
- [2] S.D. Carpenter, D. Carpenter, J.T.H. Pearce (2007) XRD and electron microscope study of a heat treated 26.6%chromium white iron microstructure. *Materials Chemistry and Physics* 101(1), pp. 49-55.
- [3] Y. Matsubara, K. Ogi, K. Matsuda (1981). Eutectic solidification of high chromium cast iron-eutectic structures and their quantitative analysis. *Trans. AFS* 89, pp. 183-196.
- [4] E. V. Shobolov, L. Ya. Kozlov, L. M. Romanov, E. V. Rozhkova, O. M. Romanov and S. A. Yurasovb (1984) Predicting the Properties of chromium cast Irons on the Basis of the carbon equivalent, *Metal Science and Heat Treatment* 26 (7), pp. 497-499.
- [5] G. Laird, R. Gundlach, K. Röhrig (2000) *Abrasion-resistant cast iron handbook*. American Foundry Society.
- [6] J.D. Gates, G.J. Gore, M.J-P. Hermand, M.J-P. Guerineau, P.B. Martin, J. Saad (2007) *The meaning of high stress abra-*

sion and its application in white cast irons. *Wear* 263(1-6), pp. 6-35.

[7] W. Fairhurst, K. Röhrig (1974) Abrasion-Resistant High-Chromium White Cast Irons. *Foundry Trade Journal* 136, No. 2999, pp. 685-98.

[8] V. Randle, G. Laird II (1993) A microstructure study of eutectic carbides in white cast irons using electron backscatter diffraction. *Journal of Materials Science* 28(15), pp 4245-4249.

[9] I. Fernández, F.J. Belzunce (2008) Wear and oxidation behavior of high-chromium white cast irons. *Materials Characterization* 59(6) pp. 669-674.