

Comportamiento microestructural de la fundición ИЧ X 28 H para emplearse en cuerpo de bombas centrífugas en la industria minera*

Santiago Rafael Guibert Adolfo

stgo.guibert@gmail.com

Especialidad: Metalurgia

Instituto Superior Minero Metalúrgico (Cuba)

Resumen: Se determinó el comportamiento de la fundición blanca del tipo ИЧ X 28 H2 para ser empleada en la fabricación de cuerpo de bombas centrífugas por su elevada dureza ante el desgaste abrasivo. Se realizó el proceso de fundición en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, donde la carga seleccionada fue a partir de chatarra y palanquilla, se analizaron tres muestras obtenidas del proceso de fundición. En el análisis microestructural se determinó que las morfologías presentes en las mismas eran el carburo eutéctico del tipo Cr_7C_3 y la presencia de martensita, microconstituyentes que presentan elevada dureza, así como la presencia de austenita dendrítica y austenita retenida, que le infieren a la fundición una alta resistencia al desgaste abrasivo sin estar sometidas a altas exigencias de choque. Se determinó a través de los perfiles de dureza que los mismos son de 645 y 655 HV, estos están entre los parámetros establecidos por las normas ASTM A 532 y caracteriza la fundición como clase 3 tipo A y estas propiedades establecidas permiten plantear que la fundición blanca ИЧ X28 H2 puede ser empleada en cuerpo de bombas centrífugas.

Palabras claves: microestructural; fundición blanca; horno de inducción; bomba centrífuga.

* Recibido: 6 agosto 2018/ Aceptado: 20 febrero 2019.

Behavior microestructural of founding ИЧ X 28 H2 to use m in body of centrifugal pumps in the mining industry

Abstract: Does the work have as objective to determine the behaviour of the white foundry of the type ИЧ X 28 H2 to be an employee in the centrifugal production of bomb body for its high hardness before the abrasive waste. He was carried out the foundry process in an induction oven with hearth of high frequency, where the selected load was starting from scrap and leveraging and three obtained samples of the foundry process were analyzed. In the analysis microstructure it was determined that the present morphologies in the same ones were the carbide eutectic of the type Cr₇C₃ and the martensit presence, micro constituent's that present high hardness, as well as the presence of austenita dendrite and retained austenita that infer to the foundry a high resistance to the abrasive waste without being subjected to high crash demands. Was it determined through the profiles of hardness that the same ones are of 645 and 655 HV, these they are among the parameters settled down by the norms ASTM AT 532 and does it characterize the foundry like class 3 type TO and do these established properties allow to outline that the white foundry ИЧ X 28 H2 employee can be in body of centrifugal bombs.

Key words: Microestructural; white iron; oven of induction.

Introducción

La fundición blanca se produce en el horno de cubilote, su composición y rapidez de solidificación separa coladas que se transformarán con tratamiento térmico en hierro maleable. La fundición blanca también se utiliza en aplicaciones donde se necesita buena resistencia al desgaste tal como en las trituradoras y en los molinos de rodillos (Catalina *et al.*, 2000).

Plantea Rivera *et al.* (2000) que la fundición blanca (figura 1) está compuesta de perlita y cementita estructuralmente libre (P + C), el carbono se halla en esta forma de composición química con el hierro. La fundición blanca posee una alta dureza, fragilidad y no es posible su maquinado con cuchillas, por lo que es poco frecuente su utilización en la construcción de máquinas, sólo en aquellos casos cuando la pieza trabaja al desgaste (mandíbulas para las trituradoras de piedra, bolas rompedoras, zapatas de freno para vagones).



Figura 1. Estructuras de la fundición blanca. Fuente: Rojas *et al.* (2000).

La fundición blanca, pobre en carbono y pobre en silicio, también se emplean para la producción de fundición maleable. Inicialmente las piezas se producen de fundición blanca, luego son expuestas a tratamiento de recocido y se obtiene la fundición maleable. La superficie de trabajo de las piezas debe tener la estructura de la fundición blanca y la parte central, resistente como la estructura de la fundición gris. Estas piezas se conocen como templadas al aire (Onsoien *et al.*, 1999).

Según Aguilar y Boeri (2000) reciben este nombre por la apariencia que tiene el material al fracturarse. Se forma al enfriar rápidamente la fundición de hierro desde el estado líquido, siguiendo el diagrama hierro cementita metaestable; durante el enfriamiento, la austenita solidifica a partir de la aleación fundida en forma de dendritas. A los 1148 °C el líquido alcanza la composición eutéctica (4,3 % C) y se solidifica como un eutéctico de

austenita y cementita llamado ledeburita. El eutéctico aparece en su mayor parte como cementita blanca que rodea las dendritas de forma de helecho.

Materiales y métodos

El moldeo se realizó según la instrucción 08 - I - 027 (2008), de forma manual con la utilización de mezclas autofraguantes, que responden a las exigencias del proceso tecnológico como la permeabilidad, la resistencia, la penetrabilidad al gas, el poder gasógeno e higroscopicidad; todo esto con el objetivo de obtener las probetas con la calidad posible.

Tabla 1. Materiales de la carga

Materiales	Chatarra Ac Ct - 3	Palanquilla	Ni Sinter	FeCr	Fe Si 75	FeMn	Carbón Antracita
Masa (kg)	16,66	30	2,44	44,6	1,3	0,5	4,5

Tras de efectuar el proceso de fundición, se realizó la limpieza de las probetas, para ello se utilizó la maquina granalladora V + S – Funker, tipo FBS 2,2 x 2,7 x 3,30 m, de fabricación alemana por la firma de V + S Vogel & Schemmann Maschin GmbH Schwerter Str. 200.

Obtención de las probetas metálicas

Las probetas metálicas se obtuvieron mediante el vertido del metal líquido en un molde previamente confeccionado a partir de una plantilla que se solidifica y da lugar a las mismas, se utilizó plantillas sueltas sin sistema de alimentación, que son las recomendadas para fabricar una sola pieza o una serie de pequeñas cantidades; se obtienen probetas y a partir de ellas se elaboran las muestras para realizar los análisis propuestos. En la figura 2 se muestran las probetas obtenidas.



Figura 2. Muestras obtenidas producto del moldeo.

Se realizó un desmoldeo rápido con el objetivo de eliminar las tensiones que surgen durante esta operación, es necesario tender a obtener la mínima cantidad de tensiones en la pieza. Estas tensiones son pocas a altas temperaturas cuando las piezas se

encuentran en la zona de deformación plástica. Al disminuir la temperatura y la aleación pasa al estado elástico, estas tensiones se agrupan y crecen hasta su máxima expresión en el momento del desmoldeo.

Una vez desmoldeada la pieza estas tensiones se eliminan en parte, pues se termina el frenado de la contracción. Las tensiones de contracción se suman a las tensiones térmicas, y producen tensiones lineales y elásticas en las partes gruesas de las piezas.

Las tensiones de fase aparecen en el momento de cambios alotrópicos o de fases cuando la nueva fase y la anterior se diferencian en volumen específico a la temperatura de deformación elástica.

El desmoldeo se realizó en la desmoldeadora Webac, que consiste en un sacudidor con una estación de desmoldeo por vibración con rejilla de 2 x 2 m y una carga máxima de cinco toneladas. El corte del sistema de alimentación se realizó por impacto, el recomendado para las aleaciones del hierro fundido. En la tabla 2.1 se muestran los materiales de la carga de la aleación objeto de estudio.

Composición química de la fundición blanca ИЧ X28 H2, en %

El análisis químico de la fundición blanca ИЧ X28 H2, como se observa en la tabla 2, se realizó en un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón.

Tabla 2. Composición química de la fundición blanca ИЧ X28 H2, en %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
2,76	1,19	0,56	0,01	0,01	29,64	0,03	2,04	0,03

Por la composición química mostrada en la tabla 2, se corresponde con una fundición blanca aleada ASTM A 532 clase 3 tipo A, donde su contenido es de 25 o 28 % de cromo y que pueden contener otras adiciones aleantes de molibdeno y/o níquel hasta en un 1,5 %. El cromo, el manganeso y el molibdeno son formadores de carburos y dificultan la grafitización

En las fundiciones blancas al alto cromo a medida que el contenido de carbono se incrementa, la temperatura eutéctica, líquidus y sólidus se reducen. La razón es que, el contenido de carbono disuelto en la austenita es incrementado tanto que la estabilidad de la austenita en las regiones de transformación es reducida, la tendencia a la

transformación eutectoide se incrementa y cada temperatura de transformación de fase es reducida.

Análisis microestructural

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón de la aleación fundida. Esta se empleará para establecer el comportamiento del material de las muestras después de haber obtenido la fundición aleada blanca.

En la figura 2 se corresponde con la muestra patrón de la aleación. Su elevada respuesta tribológica deriva de su microestructura, compuesta de una alta fracción de volumen de carburos del tipo M_7C_3 de Cr y Fe, tanto eutécticos como secundarios, en una matriz idealmente martensítica.

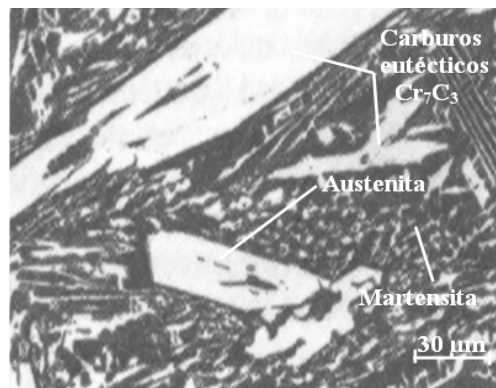


Figura 3. Fundición blanca sin tratamiento térmico.

En la figura 2 se corresponde con la estructura de una fundición blanca, la cual está compuesta por una estructura de carburos eutécticos del tipo Cr_7C_3 y segregaciones que se forman durante el proceso de solidificación. Se observan carburos largos hexagonales, los cuales ocurren en las aleaciones hipereutécticas (el contenido de carbono excede el contenido eutéctico), existe la presencia de austenita retenida.

La mayor parte del carbono se halla formando carburo de hierro o cementita y ésta es la causa de que presenten una fractura blanca, son precisamente estos microconstituyentes los que la hacen muy duras y poco dúctiles, no maquinables y con gran resistencia al desgaste y la abrasión.

Los carburos en los hierros de alto cromo son muy duros y resistentes al desgaste, pero son frágiles. En regla general la resistencia al desgaste se incrementa por un

incremento de la cantidad de carburos (incrementando el contenido de carbono), mientras que la tenacidad se alcanza por un incremento de la proporción de la matriz metálica (reduciendo el contenido de carbono).

Zonas para la medición de la microdureza

En las muestras fundidas se realizaron diferentes perfiles de dureza. Se realizó un total de tres mediciones con una separación entre lectura y lectura de tres milímetros, además se promediaron dichos valores, se les calculó la desviación estándar. En la tabla 3, se muestran las zonas consideradas para las mediciones.

Tabla 3. Zonas consideradas para las mediciones

Muestras	Borde	Centro	/centro y borde	Microestructura
1	HV1B	HV1B	HV1CB	-
2	HV2B	HV2B	HV2CB	-
3	HV3B	HV3B	HV3CB	-

En la figura se muestra el procedimiento descrito en la tabla 3.

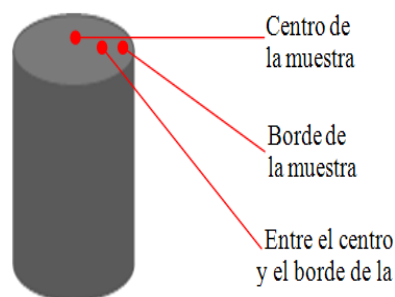


Figura 4. Zonas para la medición de dureza y microestructural.

Según se observa en la figura, se realizó un barrido en toda la superficie con el objetivo de analizar la dureza y las microestructuras presentes.

La solidificación en las aleaciones hipo eutécticas ocurre por la formación de dendritas de austenita seguidas por la formación de un eutéctico de austenita y carburos de cromo M_7C_3 . Bajo condiciones de equilibrio precipitan carburos de cromo desde la matriz austenítica por encima de la temperatura de enfriamiento del eutéctico a la temperatura crítica, alrededor de $760\text{ }^\circ\text{C}$, donde ocurre la transformación de ferrita y carburo en el subsiguiente enfriamiento. Sin embargo, cuando se enfría en condiciones

de no equilibrio (caso que ocurre en la mayoría de las piezas convencionales) la austenita está sobre saturada de carbono y de cromo.

Debido a estos altos contenidos de carbón y cromo se desarrolla una fundición de hierro con una austenita meta estable dando perlita que inhibe la transformación bainítica. Con suficientes elementos de aleación como molibdeno, manganeso, níquel y cobre, la transformación perlítica puede ser evitada en cualquier sección fundida.

Análisis de los resultados

Se realizó el análisis del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición. Las propiedades mecánicas del material se relacionan directamente con la microestructura final del mismo que se obtiene después de la última transformación de fase cuando la pieza ya alcanzó la temperatura ambiente. El carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición, se muestran en la figura 5 a y b los cuales son diagramas establecidos para la determinación del carbono eutéctico (a) y el carbono eutectoide (b).

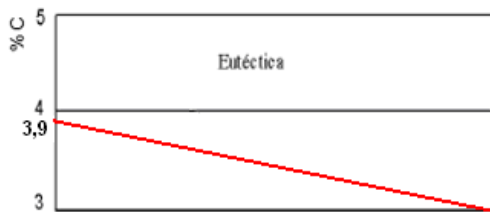


Figura 5 (a). Carbono eutéctico.

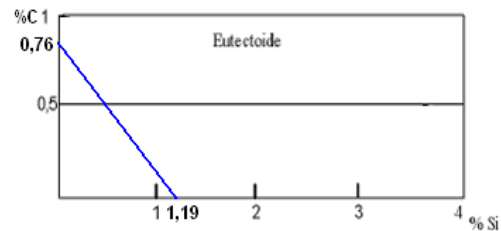


Figura 5(b). Carbono eutectoide.

Para facilitar la interpretación de los resultados del análisis del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición, se muestra en la figura 6 la representación de los resultados obtenidos, donde la microsegregación y la concentración del silicio en la fundición determina el porcentaje de soluto en el líquido e influye en las concentraciones de carbono correspondientes al equilibrio de las interfases.

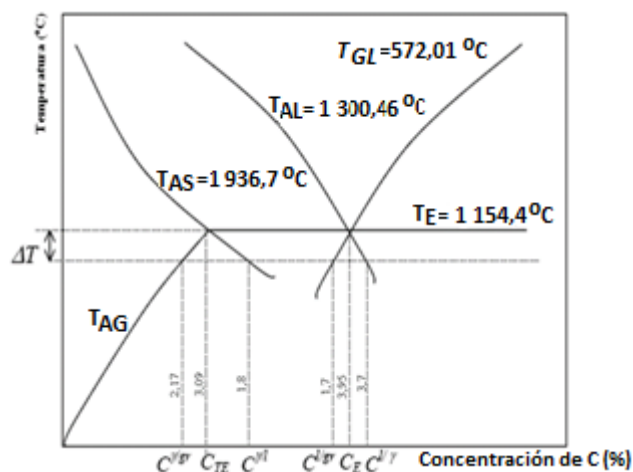


Figura 6. Resultados del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición.

Como se observa en la figura 6 las curvas se hacen continuar por debajo de la temperatura eutéctica, de manera que la temperatura al descender por debajo de dicha temperatura continúa la solidificación, lo cual, con estas prolongaciones, fueron calculadas las concentraciones de carbono de las distintas fases en las interfases.

Se observa en el diagrama que la composición de la fundición ИЧ X28 H2 presenta un contenido menor de 2,06 % de carbono, lo cual pasa a través de la región austenítica durante el enfriamiento. El elemento que provoca este efecto es el silicio, para el cual se considera la microsegregación, que ocasiona la constante modificación de la composición del líquido, así como la variación de las composiciones de equilibrio causadas por la microsegregación del Si según criterios de Heine *et al.* (1986).

Análisis del comportamiento microestructural en el centro de las muestras

Se realizó el análisis microestructural de la fundición blanca del tipo ИЧ X28 H2, ASTM A 532 clase 3 A. Se consideró además la microestructura patrón de la fundición blanca que está compuesta por una estructura de carburos eutécticos del tipo Cr_7C_3 , austenita y martensita, por lo que la fundición obtenida debe presentar elementos como estos para considerarse una fundición blanca. Se analizaron tres muestras de la fundición obtenida. La figura 7 (a) se corresponde con la muestra 1, la figura 7 (b) con la muestra 2 y la muestra 7 (c) con la muestra 3, las mismas son del área del centro de la probeta.



Figura 7. (a, b, c). Centro muestra (1, 2, 3)

Se puede observar que en las muestras 1 y 3 la morfología que presentan los granos difieren de la muestra 2, se hace más notable la cantidad de carburos eutácticos en esta última, lo que favorece la dureza de la fundición blanca del tipo ИЧ X 28 H2.

Tanto las dendritas primarias de austenita como las láminas presentes en la matriz eutáctica se transforman a fase martensítica produciendo un incremento significativo en la dureza. Esta transformación no es completa presentándose una cantidad de austenita retenida la cual reduce su resistencia a la abrasión y favorece el proceso de spalling (estillamiento).

Para solucionar esta problemática el material se puede someter a un tratamiento térmico de revenido entre 205 a 230 °C de 2 a 4 horas para restaurar algo de la tenacidad de la matriz y hacer un alivio de tensiones residuales con el fin de transformar la austenita retenida a un micro constituyente estable, sin ir en detrimento de sus propiedades mecánicas, la dureza, de acuerdo con García (2001).

Análisis del comportamiento microestructural en el borde de las muestras

Las estructuras de las figuras 8 (a), 8 (b) y 8 (c) se corresponden con el borde de las muestras. La 8 (a) la muestra 1; la 8 (b) la muestra 2 y la 8 (c) la muestra 8. Donde se observan variaciones en las morfologías de los granos con respecto a las estructuras obtenidas en el centro de las muestras

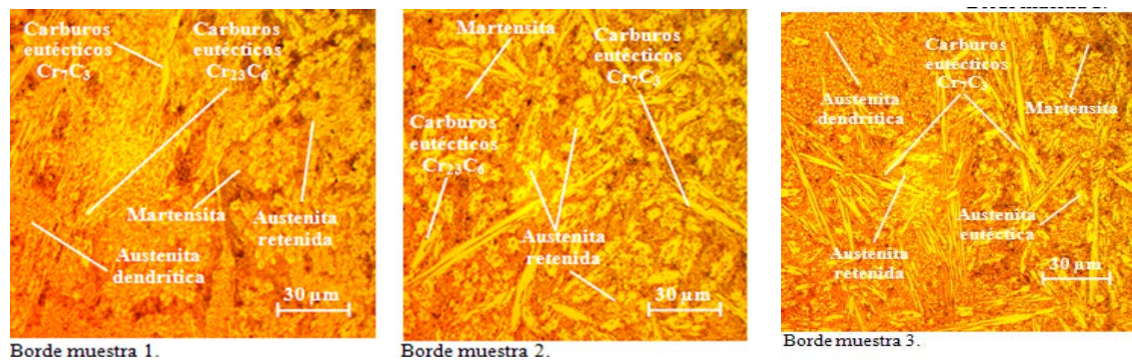


Figura 8. (a, b, c). Borde muestra (1,2,3).

En las estructuras, en estado bruto de colada, en blanco, pueden observarse los carburos eutécticos característicos de la solución sólida hipoeutéctica, rodeados de la matriz austenítica. Se observa la presencia de carburos de cromo del tipo Cr_7C_3 y Cr_{23}C_6 eutécticos y austenita primaria y eutéctica en estado de suministro, comportamiento propio de una fundición hipoeutéctica.

Los resultados preliminares muestran un marcado incremento en la resistencia a la abrasión por la generación de carburos de cromo en la fundición blanca tipo ИЧ X 28 H2 con alto contenido de cromo (29,64 %).

El carburo Cr_{23}C_6 , puede precipitarse durante el enfriamiento o calentamiento en el rango de temperaturas entre 500 y 850 °C. Generalmente se realiza un tratamiento de recocido para disolver los carburos a altas temperaturas (mayor 1 050 °C), debido a que el carburo es soluble en austenita a altas temperaturas. Su composición es variable y están compuestos principalmente entre el 9 y el 30 % de cromo y de 1 a 2 % de carbono. Presenta una estructura cúbica centrada en las caras, criterio que ha sido expuesto por Sourmail (2001) y David *et al.* (2001).

El carburo Cr_7C_3 , es una fase menor y no existe ninguna mención sobre la inestabilidad del Cr_{23}C_6 con respecto a este tipo de carburo, se reporta que el Cr_{23}C_6 permanece como el principal carburo en estructuras austeníticas, incluso después de largos tiempos de permanencia. El Cr_7C_3 es resistente a la disolución a elevadas temperaturas y se pueden formar durante un tratamiento posterior a la solidificación, presenta una estructura hexagonal según los criterios de Hao-Huai (2007).

Por las características obtenidas en estas estructuras, se puede plantear que es una fundición blanca de la denominada tipo hipoeutécticas que se utilizan frente al

desgaste, estructuralmente está caracterizada por la presencia de cementita en proporciones en correspondencia con el contenido de carbono (2,76 %), lo que da lugar a que su dureza sea alta y consecuentemente también su fragilidad, lo que crece con este contenido, al tiempo que disminuye su resistencia a tracción. Debido a su gran fragilidad es por lo que presenta características para la fabricación de las volutas de las bombas centrífugas, ya que esta estructura le infiere una alta resistencia al desgaste abrasivo sin estar sometidas a altas exigencias de choque, según criterios de Suárez-Sanabria y Fernández-Carrasquilla (2006).

Los resultados de desgaste están muy influidos por la rugosidad superficial, por lo que es preciso realizar una preparación previa superficial con el objetivo de uniformar el acabado superficial de las fundiciones y minimizar la influencia del mismo, lo que ha sido expuesto por Li *et al.* (2005).

Análisis del comportamiento microestructural entre el centro y el borde

La figura 9 (a) se corresponde con la muestra 1, la 9 (b) es de la muestra 2 y la 9 (c) es la muestra 3. Las mismas son de entre el borde y el centro de las muestras.

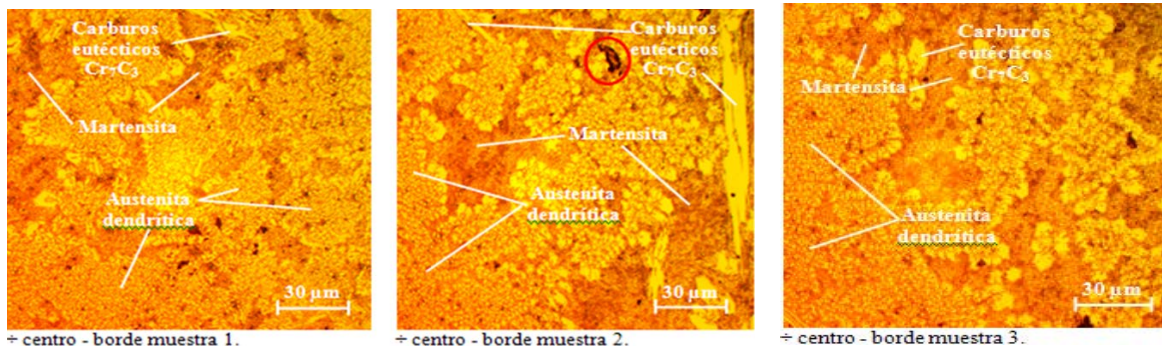


Figura 9 (a, b, c). Borde muestra (1,2,3).

En las microestructuras se pueden observar regiones de dendritas de austenita después del proceso de fundición, con pequeños carburos precipitados y la martensita, siendo menor la fracción volumétrica de austenita retenida. Las piezas de fundición enfriada, resultan con una superficie virtualmente libre de carbono grafitico, en virtud de que su composición es seleccionada de tal forma, que solo la superficie en contacto directo con el molde será la que esté libre del carbono grafitico. Las características más generales de esta fundición blanca es que consisten en granos gruesos, orientado al azar, blanca en su totalidad y relativamente regular en su sección.

La fundición blanca está libre de carbono grafitico, por ello su sección es totalmente blanca; esto en virtud de su composición química, parámetro mediante el cual también podría ser controlada su dureza, según consideraciones de Flórez *et al.* (2010).

En los análisis microestructurales realizados se observa la formación de carburos eutécticos del tipo Cr_7C_3 , al ser el contenido de cromo mayor al 10 %, se forman estos carburos eutécticos en relación a los carburos Fe_3C , que predominan a bajos contenidos de cromo. Sin embargo, de forma más significativa, altos contenidos de cromo causan un cambio en el patrón de solidificación hacia una estructura en la cual los carburos de Cr_7C_3 son rodeados por una matriz de austenita o sus productos de transformación, según Hao-Huai (2007).

Ha sido expuesto por Chung *et al.* (2009) que la relativa buena resistencia a la abrasión, dureza y resistencia a la corrosión de las fundiciones blancas con alto cromo, ha llevado al desarrollo de una serie de fundiciones blancas martensíticas o austeníticas, que contienen entre el 12 y el 28 % de cromo.

Análisis de la microdureza

Para la determinación de la microdureza es muy común la utilización de técnicas de indentación convencional e instrumentadas. Existen modelos propuestos en la literatura para la determinación del módulo de elasticidad y entre los más utilizados, se pueden citar el modelo de Marshall *et al.* (1982) y el de Oliver y Pharr (1992, 2004). Se realizó el análisis de microdureza según los procedimientos considerados anteriormente, centro, borde y entre centro y borde de las muestras. La tabla 4 muestra los resultados obtenidos.

Tabla 4. Resultados de las durezas realizadas, en HV

Zona/muestra	1	2	3	Microestructura
Borde	655	650	653	+ carburos + austenita + martensita
Centro	647	648	646	- carburos + austenita + martensita
÷ centro y borde	642	642	644	austenita + martensita

En la tabla se observa que, en correspondencia con las zonas analizadas en las muestras, existe variación de la dureza según los microconstituyentes obtenidos, en la medida que se realizó el barrido de los perfiles de dureza, en el borde existe una

dureza de 655 HV, disminuye hasta un valor promedio de 647 HV en el centro y de 643 entre el borde y el centro. Los cambios ocurridos en las variaciones de las durezas, presumiblemente están asociados a los bruscos cambios de calentamiento y enfriamiento, al contenido de los elementos de aleación, el cromo en primer lugar, luego el carbono, lo que ha sido planteado también por Bedolla *et al.* (2003).

La dureza de 655 HV la proporciona el carburo de cromo, lo que demuestra que este microconstituyente le proporciona elevada dureza y resistencia al desgaste, según Nava (2000); Sánchez (2003) y Fukaura *et al.* (2004).

Conclusiones

Luego de haber establecido el tipo de solidificación, determinar la presencia de carburo eutéctico del tipo Cr_7C_3 y la presencia de martensita, microconstituyentes que presentan elevada dureza, se puede plantear que la fundición blanca del tipo ИЧ X28 H2 puede ser empleada en cuerpo de bombas centrífugas en la industria minera.

En las microestructuras resultantes de las zonas analizadas se determinó que en las mismas existe la presencia de la martensita con carburos eutécticos del tipo Cr_7C_3 , rodeados de la matriz austenítica, con presencia de austenita dendrítica y austenita retenida, que le infieren a la fundición una alta resistencia al desgaste abrasivo sin estar sometidas a altas exigencias de choque.

Al establecer los perfiles de dureza de la fundición blanca ИЧ X28 H2, con valores entre 645 y 655 HV, estos están entre los parámetros establecidos por las normas ASTM A 532 y caracteriza la fundición como clase 3 tipo A.

Al realizar la valoración económica del proceso de obtención de la fundición blanca del tipo ИЧ X28 H2, donde intervienen materiales, mano de obra directa y materiales directos se incurre en un costo total de 112,09 CUP.

Referencias bibliográficas

AGUILAR, W.; BOERI, R. 2000. Comportamiento a la Segregación de los Elementos de Aleación usados en Fundiciones Esferoidales de Fabricación, Jornadas SAM – IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto.

- BEDOLLA-JACUINDE, A.; ARIAS L.; HERNÁNDEZ B., 2003. Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 12 (4) 371 – 382.
- CATALINA, A.; GUO, X.; STEFANESCU, D.; CHUZHUY, L.; PERSHING, M. 2000. Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Casting, AFS Transactions, 108 (72) 247 – 257.
- CHUNG, R.; TANG, X.; LI, D.; HINCKLEY, B.; DOLMAN, K., 2009. Effects of titanium addition on microstructure and wear resistance of hypereutectic high chromium cast iron Fe–25wt.% Cr–4wt. %C. Wear, 267 (110) 356 – 361.
- DAVID, T.; BABU, R.; VITEK, S. 2001 Recent advances in modelling and a characterisation in weld microstructure: Final Report.", 2001, Sci.Tech. Weld., vol 7, N°6, 362-365.
- FUKAURA, K.; YOKOYAMA, Y.; YOKOL, D.; TSUJII, N.; ONO, K., 2004: Fatigue of Cold-Worked Steels: Effect of Heat Treatment and Carbide Morphology on Fatigue Crack Formation, Life, and Fracture Surface Observations Metallurgical and Materials Transactions A, 35A (11) 1289 – 1300.
- FLÓREZ, O.; CASTAÑO, R.; HIGUERA, O. 2010. Comportamiento microestructural de una fundición blanca al alto cromo sometida a ciclos de tratamientos térmico. Scientia et Technica Año XVI, No 45.
- GARCÍA, A., 2001. Aleaciones resistentes a la corrosión para la Empresa J. S. Gayol. Informe sobre Investigaciones. UC.
- HAO-HUAI, L. 2007. Effects of deep cryogenic treatment on property of 3Cr13Mo1V1.5 high chromium cast iron Materials and Design 28 1059–1064.
- HEINE, R. 1986. The Fe-C-Si Solidification Diagram for Cast Irons, AFS Transactions 86-71, 391 402.
- LI CJ, OHMORI WANG YYA. 2005. "Influence of substrate roughness on the bonding mechanisms of high velocity oxy-fuel sprayed coatings". *Thin Solid Films*. vol. 485, p. 141-147.

- MARSHALL, D.; NOMA, T.; EVANS, A., 1982. A Simple Method for Determining Elastic Modulus to Hardness Communications of the American Ceramic Ratios using Knoop Indentation Measurements. Society. 65 (10) 175 – 176.
- NAVA, E., 2000. Aleación Mecánica: Método de obtención de polvos metálicos y de materiales compuestos. Revista de Metalurgia. 36 (16) 279 – 286.
- OLIVER, W.; PHARR, G., 2004. Review: Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. Journal of Materials Research, 19 (1) 3 – 20.
- ONSOIEN, M.; GRONG, O.; GUNDERSEN, O.; SKALAND, T., A. 1999 process Model for the Microstructure Evolution in Ductile Cast Iron: Part I. The Model, METALLURGICAL and Material Transaction A, 30 (9) 1053 – 1068.
- RIVERA, G.; BOERI, R.; SIKORA, J. 2000. Influencia de la Inoculación sobre el Refinamiento de la Estructura de Solidificación y sobre las propiedades Mecánicas Jornadas SAM – IV Coloquio de Fundiciones Esferoidales Eutécticas, Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto.
- ROJAS, M.; MARTÍNEZ, R.; BOERI, R.; SIKORA, J., 2000. Análisis de la Formación de Microestructura en Fundiciones Esferoidales Mediante Técnicas Computacionales, Jornadas SAM – IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Agosto.
- SANCHEZ, H. 2003. Síntesis y caracterización de nuevos materiales utilizando tecnologías de polvos. Santiago de Cali, p 12. Proyecto de investigación Conciencias.
- SOURMAIL, H. 2001. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steel", University Cambridge, Dept. material and metallurgy, January, vol. 17, pp 1-14.
- SUÁREZ-SANABRIA, A.; FERNÁNDEZ-CARRASQUILLA, J. 2006. Microestructura y propiedades mecánicas de una fundición esferoidal ferrítica en bruto de colada para su uso en piezas de grandes dimensiones. Revista de Metalurgia. Madrid, vol. 42, núm. 1, p. 18-31.