

Modificación de las propiedades de la fundición blanca NiCr2H4 con tres variantes de temple

Tomás Hernández-Columbié
Gleydis Dueñas-Rodríguez
Armín Mariño-Pérez
Alberto Velázquez-del Rosario
Dayanis Alcántara-Borges

Resumen

A escala de laboratorio se evaluó el efecto de tres variantes de temple en las propiedades de la fundición blanca NiCr2H4 , a fin de modificar su estructura original para evaluar la posibilidad de utilizarla en la fabricación de equipos mineros que operan en condiciones de abrasión e impacto. Las muestras, una vez fundidas, fueron recocidas para evaluar tres variantes de calentamiento con temple al aire. Después del temple, fueron revenidas y caracterizadas con metalografía óptica y ensayos de dureza. Se concluye que en las tres variantes de calentamiento se obtienen las propiedades requeridas para utilizar la aleación en la fabricación de elementos de equipos que deban resistir condiciones de intensa abrasión, en presencia de cargas de impacto, como son los equipos de trituración y molienda de minerales en la industria del níquel.

Palabras clave: temple al aire; fundición blanca; abrasión; dureza; cargas de impacto.

Changes in the properties of white cast iron ИЧХ2Н4 under conditions of variations of heating

Abstract

The influence of three heating variants, during hardening on the properties of national manufactured ИЧХ2Н4 white cast iron were evaluated at laboratory scale in order to predict the feasibility of using it on the manufacturing of mining equipments for abrasion and impact conditions. Cast samples, with controlled chemical composition and further annealed, were used for evaluating three heating variants with air quenching. The chemical composition of cast samples was in correspondence with the composition established by the standard GOST 5632-72. After air quenched, samples were annealed and characterized using optical microscope and hardness testing. It is concluded that in the three evaluated of heating variants, the required properties for manufacturing parts from equipments that undergo severe abrasion and impact loads were obtained; such as crashing and grinding mining equipments.

Keywords: air quenching; white cast iron; abrasion; hardness; impact loads.

1. INTRODUCCIÓN

Por su elevada resistencia a la abrasión, las fundiciones blancas son particularmente adecuadas para aplicaciones que involucren desgaste o simultáneamente desgaste abrasivo e impactos, causados por minerales en equipos de trituración y molienda, clasificación y sistemas de bombeo (Fernández y Belzunce 2006; CLAASGUSS GmbH 2012). En otros ámbitos, estas fundiciones requieren un buen comportamiento mecánico, dureza, resistencia al desgaste y tenacidad a temperaturas elevadas (200 °C-600 °C), como es el caso de los cilindros de los trenes de laminación que se utilizan en el conformado de las aleaciones metálicas (Blazevic 2002; Collini, Nicoletto & Conenák 2008).

Aleadas al cromo, las fundiciones blancas son demandadas por la industria minera para la fabricación de elementos de excavación y molienda, así como para partes componentes de equipos de transporte de mezclas líquido-sólido. En virtud de su alta dureza, resistencia a la abrasión y a la oxidación/corrosión son usadas en regímenes de trabajo especiales (Guliaev 1983).

El factor común de todas las fundiciones blancas es que su microestructura contiene una proporción característica de fases de carburos duros. La naturaleza reflectante de estos carburos en las superficies de fractura de las fundiciones blancas brinda una apariencia característica de fractura "blanca", de donde proviene su designación, pero lo más significativo, según criterio de Hinckley y demás colaboradores (2008), resulta que estos carburos duros pueden proporcionar excelente resistencia a la abrasión; sin embargo, este autor no precisa cómo transformar la fundición blanca a una estructura martensita con presencia de carburos duros, para brindarle a la aleación tenacidad, además de dureza, convirtiéndola en menos frágil y aumentando su campo de aplicación.

La fundición blanca se utiliza en elementos de molienda por su resistencia al desgaste. El enfriamiento rápido en el proceso de fundición evita la grafitización de la cementita; en contraposición, si se calienta de nuevo la pieza a una temperatura de 870 °C, el grafito se forma lentamente, adopta una forma característica conocida como carbono de revenido, resultando maleable la fundición. Vale decir que un gran tonelaje de hierro fundido blanco se emplea como materia prima para la manufactura de hierro fundido maleable (Walton & Opar 1981).

Las especificaciones de la norma ASTM A 532 (ASTM International 2004) e ISO 21988 (ISO 21988: 2006) cubren los requisitos de composición y dureza de las fundiciones blancas utilizadas para aplicaciones de alta

resistencia a la abrasión. El cromo, conjuntamente con el carbono, es el elemento de aleación fundamental utilizado en las fundiciones blancas. El cromo es un elemento fuertemente formador de carburos y puede originar variedades de carburos, en dependencia de los contenidos de carbono en la aleación (Huggett y Ben 2007).

Algunos autores (Zhang, Kelly & Gates 2001; Fernández y Belzunce 2006) han demostrado los beneficios del tratamiento térmico en el mejoramiento de las propiedades de las fundiciones blancas; pero a su vez, la minimización de los tiempos operacionales en los tratamientos térmicos constituye cada día una prioridad para los metalúrgicos por los incuestionables efectos económicos y ambientales asociados. Estos autores investigan cómo obtener una mayor dureza y resistencia al desgaste en los hierros blancos de medio y alto contenido de cromo, sin tener en cuenta que una mejora en la maleabilidad de metal también puede ser uno de los factores que incrementen la resistencia al desgaste del hierro fundido blanco, en dependencia del desgaste abrasivo imperante en el régimen de trabajo.

Figueredo y otros investigadores (2013) refieren la presencia de la estructura cementita en la fundición blanca, otra de las características que la diferencia de las fundiciones grises, lo que justifica su uso cuando se buscan elevadas resistencias al desgaste, por lo cual se emplean en la fabricación de bolas de molino, martillos percutores, forros de machacadoras de mandíbulas, revestimiento de tolvas, volutas e impelentes de bombas. Los referidos autores proponen, para mejorar la maquinabilidad, un tratamiento térmico de esferoidización, el cual hace disminuir considerablemente la dureza de los hierros blancos, incrementando su maquinabilidad y maleabilidad. De igual forma, Wang y demás colaboradores (2006) no tienen en cuenta la relación dureza/maleabilidad para incrementar la vida útil de la pieza fundida, proponiendo otros tratamientos térmicos posteriores.

Este trabajo tuvo el objetivo de obtener, a partir de una fundición blanca, una estructura resistente al desgaste abrasivo, una vez sometida a diferentes variantes de temple.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Obtención de las probetas

Las muestras (probetas) se obtuvieron mediante el vertido del metal líquido en un molde de arena previamente confeccionado, a partir de una plantilla en la caja de molde. Se utilizaron plantillas sueltas con un sistema de alimentación en series. Se le colocó una mazarota para evitar las

contracciones y un escoriador. El proceso de moldeo se realizó según la instrucción 08-I-027 (2008), de forma manual, con la utilización de mezcla autofraguante que responde a las exigencias del proceso tecnológico: permeabilidad, resistencia, penetrabilidad al gas, poder gasógeno e higroscopicidad.

2.2. Análisis de la composición química

El análisis químico de la aleación bajo estudio se realizó en el laboratorio del taller de fundición de la Empresa Mecánica del Níquel de Moa. Se empleó un espectrómetro cuántico de masa, Espectrolab 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón. En la Tabla 1 se reporta el promedio de tres mediciones de composición en cada muestra.

Tabla 1. Composición química de la aleación

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
Porcentaje en masa	3,3	0,73	0,411	0,05	0,034	1,7	0,20	3,6	0,06

Los elementos más representativos en la aleación son el Cr, C, Ni y Si. Las cantidades de los elementos que participan en la composición de la aleación se encuentran dentro del rango permisible por los estándares (Norma ASTM A 532). Para el caso que se analiza, la fundición blanca presenta un contenido de carbono de 3,3 %, lo cual la ubica en una fundición del tipo hipoeutectoide.

2.3. Tratamiento térmico

Se aplicaron variantes de mejorado térmico a muestras del hierro fundido blanco ИЧХ2Н4, según la norma GOST 7769-87 (equivalente al Ni-Hard clase I tipo II, según ASTM A 532). Se tomaron 15 muestras para análisis metalográfico y ensayo de desgaste. Las tres variantes de temple ensayadas para el termomejoramiento aparecen en la Tabla 2.

Tabla 2. Parámetros empleados para el mejoramiento térmico de las muestras

	Velocidad de calentamiento (°C/h)	Temperatura inicial horno (°C)	Temperatura del escalón térmico/Tiempo de permanencia (h)	Temperatura de tratamiento (°C/h)
I	65	200	600/1,0	880/1,0
II	110	600	600/1,0	
III	125	600	---	

Las probetas se enfrían al aire para simular la velocidad crítica de transformación de la austenita, que acompañado de pequeñas cantidades

de ferrita, dé lugar a la formación de la martensita, objetivo del tratamiento térmico.

En la variante (I), con una velocidad de calentamiento de 65 °C/h, la muestra entra al horno encendido a temperatura inicial de 200 °C, la cual asciende hasta la temperatura de tratamiento 880 °C; tiene un escalón de una hora a una temperatura de 600 °C.

En la variante (II), con una velocidad de calentamiento de 110 °C/h, la muestra entra al horno encendido a temperatura de 600 °C, en la cual permanece durante una hora, seguido de un ascenso hasta alcanzar 880 °C.

Para la variante (III), con una velocidad de calentamiento de 125 °C/h, la muestra entra al horno encendido a temperatura de 600 °C y esta asciende directamente hasta 880 °C.

La Tabla 3 representa el plan experimental para evaluar el comportamiento del hierro blanco ИЧХ2Н4, cuyos resultados serán evaluados a partir de la relación entre tiempo de tratamiento térmico, microestructura, dureza y resistencia al desgaste.

Tabla 3. Plan experimental

No	Operación	Velocidad de calentamiento	Etapas	Microestructura	HRC
1	Bruto de colada		---	Carburos	63
2	Recocido	70 °C/h	3		
2	Variante 1 Temple al aire	65 °C/h	5		
3	Variante 2 Temple al aire	110 °C/h	4		
4	Variante 3 Temple al aire	125 °C/h	3		
5	Revenido	70 °C/h	3		

2.4. Preparación para la observación metalográfica

En la preparación de las muestras, para la observación metalográfica con diámetro 25 en el área de ensayo (según Norma ASTM E-92), se tuvo en cuenta las operaciones siguientes en ese orden: corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico. Las muestras se maquinaron en un torno 16 K 20, montadas y centradas en el plato con la cara de menor área en dirección a la contrapunta, con saliente de 12 mm con respecto a las muelas de sujeción del plato. Se refrentó con una profundidad de corte de 2

mm para limpiar la cara de imperfecciones provocadas por el proceso de fundición.

Para el desbaste se emplearon lijas (desde la No 320 hasta la No 400) y para el pulido lija No 800; para el desengrasado y lavado se utilizó acetona. El ataque químico se realizó con técnicas de ataque manual por inmersión usando nital al 2 %. Después de atacadas, las muestras se lavaron con agua destilada, se sumergieron en alcohol etílico durante unos segundos y, finalmente, se secaron en un secador neumático para eliminar impurezas y humedad.

2.5. Microestructura de la muestra patrón

Se observó la microestructura de una muestra patrón de la fundición blanca W4X2H4, obtenida por fundición empleando el método de colada, antes de ser tratada con las variantes de temple. El punto de partida para la aplicación de las variantes de temple es un recocido bajo a una temperatura de 250 °C. Las micrografías de la Figura 1 muestran las microestructuras de la aleación en estado bruto de colada (a) y después de recocida (b).

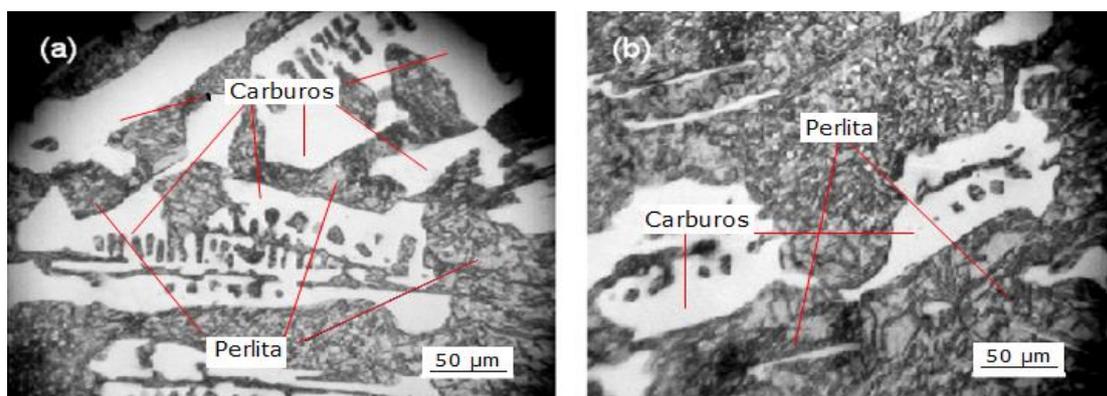


Figura 1. Microestructura de la aleación W4X2H4. a) En estado bruto de colada, b) En estado recocido.

En el estado de colada el material presenta una matriz compuesta por carburos complejos (cementita aleada), así como una pequeña parte de perlita, lo que le confiere a esta fundición gran dureza. Después de recocida a 250 °C se observa un incremento de la fase ferrítica con menor formación de carburo por la disolución parcial de los mismos. Estas fases confieren a la fundición blanca una menor dureza para poder ser maquinada.

Es importante destacar que en estos procesos de tratamiento el níquel influye de manera positiva inhibiendo la formación de fases duras, como elemento ganmágeno, al suprimir la transformación de austenita en perlita, que asegura la presencia de la martensita al realizar el enfriamiento al aire. La efectividad del cromo, como elemento alfégeno, contrarresta el efecto

grafitizante del níquel y asegura la formación de carburos (Zhao y Liu 2001).

2.6. Ensayo de desgaste

El ensayo de desgaste se realizó en un tribómetro pin-disco con tiempo de prueba de 110 minutos, según las Normas NC 04-79:87 y ASTM G65-94. Se aplicó desgaste a las muestras antes y después del tratamiento térmico. La máquina posee una rueda vulcanizada acoplada al árbol de la polea, sobre la que se suministra el abrasivo con un flujo entre 300 g/min y 400 g/min, con un valor promedio de 350 g/min. Como material abrasivo se utilizó polvo de mineral laterítico, con una granulometría de 75 μm .

Las muestras se pesaron previamente en una balanza digital Sartorius, con precisión de 0,01 mg. Antes de comenzar la prueba se aseguró el suministro de una cortina uniforme de arena. La estabilidad de suministro se garantizó por la sección de salida de la boquilla. Para evitar discontinuidad en el suministro se procuró que la boquilla no se encontrara obstruida y modificara el área de salida del mineral.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Primera variante de temple al aire

La micrografía de la Figura 2 muestra la microestructura de la aleación después de templadas y revenidas con la primera variante de temple.

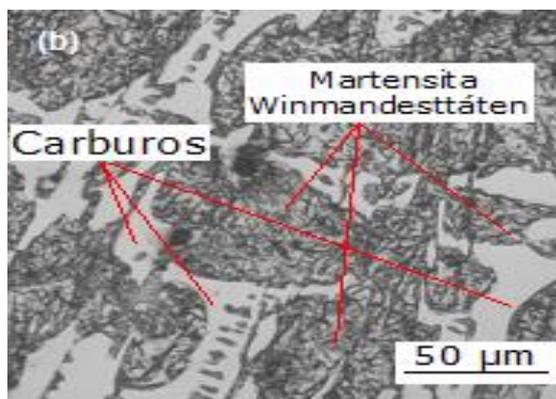


Figura 2. Microestructura de la aleación, para la variante I de temple más revenido.

Una vez tratada térmicamente, la fundición blanca templada y revenida (Figura 2) manifiesta una matriz compuesta por carburos (presumiblemente del tipo Cr_7C_3) y agujas de martensita del tipo Winmandesttäten, derivadas de la transformación de la austenita durante el enfriamiento al aire. La transformación de la austenita en martensita no es completa y, como resultado, se observa aún gran cantidad de austenita residual. Luego de este tratamiento, en la fundición comienza a aparecer la estructura

martensítica; sin embargo, este tipo de martensita Winmandesttáten (agujas) presenta una dureza elevada que hace, a la fundición blanca, susceptible al agrietamiento y a la rotura.

3.2. Segunda variante de temple

En la segunda variante de temple (Figura 3) igualmente se observa una matriz compuesta por carburos (presumiblemente del tipo Cr_7C_3) y agujas de martensita del tipo Winmandesttáten, derivadas de la transformación de la austenita durante el enfriamiento al aire. En relación con la muestra patrón, aunque se ha obtenido una estructura de martensita Winmandesttáten, la formación de agujas es de menor intensidad después del tratamiento a 110 °C/h.

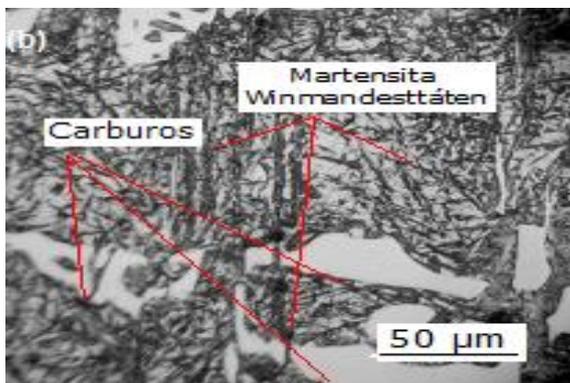


Figura 3. Microestructura con el empleo de la variante II de temple más revenido.

En el curso de estos tratamientos tiene lugar, además, un significativo endurecimiento estructural (endurecimiento secundario), propiciado por la precipitación de carburos y la transformación de la austenita retenida en martensita. Se logran así productos con dureza final entre 600 HV y 800 HV, lo que ya ha sido reportado por Fernández-Columbié y otros investigadores (2014).

3.3. Tercera variante de temple

El aumento de la velocidad de calentamiento puede conllevar a un desplazamiento de la temperatura teórica de tratamiento y aparición de grietas en la superficie del metal.

Un enfriamiento al aire del hierro blanco M4X2H4 podría provocar la transformación de toda la austenita en perlita; la presencia del níquel en la composición química de la fundición blanca suprime la transformación de toda la austenita en perlita, lo que asegura la presencia de la martensita en el medio templante empleado.

La micrografía de la Figura 4 muestra la microestructura de la aleación después de templada y revenida con la tercera variante de temple.

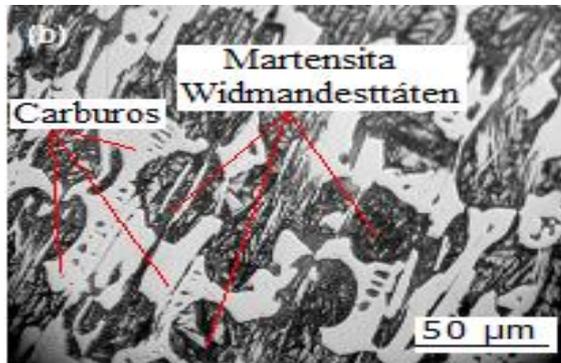


Figura 4. Microestructura de la aleación con el empleo de la variante III de temple.

La micrografía de la fundición en esta variante de temple muestra una matriz compuesta por carburos (presumiblemente del tipo Cr₇C₃) y agujas de martensita derivadas de la transformación de la austenita durante el enfriamiento al aire. La transformación de la austenita en martensita no es completa y, como resultado, se observa aún una gran cantidad de austenita residual.

Se debe destacar, en todos los casos, la ausencia de grietas o microgrietas atribuibles a los efectos del calentamiento rápido desde los 600 °C, lo que prueba, para las condiciones experimentadas, la posibilidad de considerar este método de calentamiento para el material en estudio, a pesar de que se trata de una experimentación a escala de laboratorio, en la que los elementos tratados son de poco volumen y no presentan configuración compleja. La efectividad del enfriamiento al aire se demuestra por la presencia de martensita en la microestructura, la que, sin dudas, ejerce una considerable influencia en la dureza y resistencia al desgaste de la aleación.

Elementos como el silicio, el aluminio, el níquel y el cobre, que se disuelven en la ferrita, endurecen la aleación y aumentan su resistencia; estos elementos favorecen la grafitización. Otros como el cromo, el manganeso y el molibdeno son formadores de carburos, tienden a formar fundición blanca en vez de gris y dificultan la grafitización.

3.4. Evaluación de la resistencia al desgaste

La dureza del material está correlacionada con el grado de abrasión, lo cual está asociado a la dependencia de la resistencia al mismo, la composición química, la dureza y la microestructura de un hierro fundido.

En la Tabla 4 se muestran los promedios de los valores de dureza en las muestras ensayadas después de templadas y revenidas. Se obtuvieron

valores de dureza muy similares en los tres casos, lo que revela la efectividad del calentamiento y el medio de enfriamiento empleado para la obtención de la microestructura deseada. Este resultado es congruente con la microestructura obtenida en las tres variantes después del temple y el revenido.

Tabla 4. Comportamiento de la dureza después del temple y el revenido

Variantes de temple	Dureza (HRC) promedio
I	54,03
II	54,05
III	53,42

Los valores de dureza promedio obtenidos, conjuntamente con la presencia de martensita y carburos duros, proveen una matriz metálica con suficiente resistencia a la abrasión en presencia de cargas de impacto, caso típico de elementos de laboreo minero como trituradoras y bombas de pulpas.

En la Figura 5 se muestra el comportamiento de la pérdida de material en un tiempo total de 110 min. La muestra ensayada es una probeta termomejorada con el empleo de la segunda variante de temple al aire.

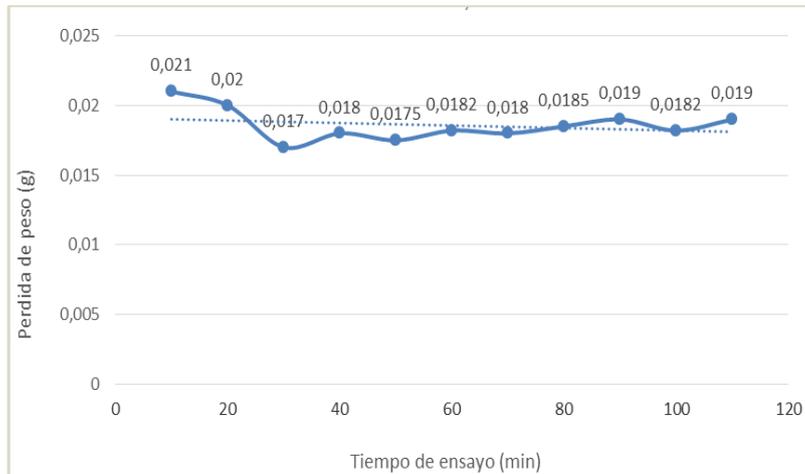


Figura 5. Comportamiento de la pérdida de material del hierro blanco ИЧХ2Н4 ensayada con la segunda variante de temple.

El material manifiesta picos de pérdida que van desde 0,021 g como máximo y mínima de 0,017 g. El comportamiento, en forma sinusoidal, de la pérdida de material en el tiempo ensayado es debido al incremento de la dureza en la superficie del metal. Durante el proceso de desgaste está presente la deformación plástica que induce la arena sílice que, como material abrasivo empleado, presenta más dureza que el material de la aleación.

La Figura 6 muestra el comportamiento de la pérdida de material, en comparación con la dureza que se manifiesta en la superficie del metal en el momento de la parada fijada en el ensayo para el pesaje de la probeta.

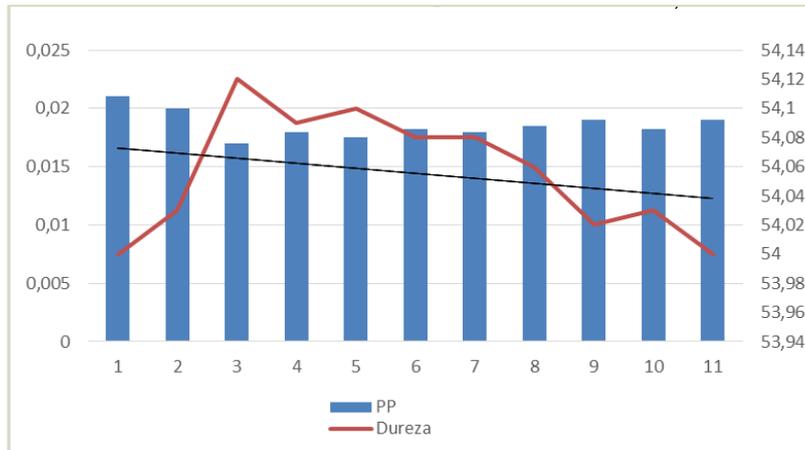


Figura 6. Pérdida de material vs dureza en la segunda variante de temple.

En el momento en el que se registra un aumento de la dureza el cálculo de la pérdida de peso de material evidencia una disminución. Los promedios de dureza del material, empleando la primera variante de temple al aire a la fundición blanca, son variables de 54 HRC a 54,1 HRC.

El desgaste de las muestras se asocia a que durante el deslizamiento sin lubricación ocurren transiciones en los mecanismos de fricción y suceden cambios en las condiciones de acoplamiento de las superficies. Durante un primer período, llamado tiempo de ajuste inicial, el coeficiente de fricción suele variar ampliamente, ya sea aumentando o disminuyendo. En este período puede ocurrir: que las asperezas sean deformadas o bien desgastadas por lo que las superficies se pueden acoplar mejor; que las películas superficiales iniciales se desgasten (óxidos, contaminantes) o que se formen nuevas películas estables, lo cual ha sido reportado por Zhao y Liu (2001).

4. CONCLUSIONES

- Para las tres variantes de temple ensayadas se obtiene en la fundición blanca ИЧХ2Н4 (GOST 5632-72) una dureza superior a 53 HRC y presencia de martensita de Windmanesttáten, que provee dureza y tenacidad; propiedades que vuelven resistente a la aleación en condiciones de desgaste abrasivo.
- Los ciclos térmicos que comprenden las variables de temple al aire posibilitan predecir el incremento de la dureza que, por consiguiente, se traduce en incremento de la resistencia a la abrasión de la fundición blanca ИЧХ2Н4 (GOST 7769-87) del tipo Ni-Hard, por la

presencia en su estructura final de un volumen considerable de martensita y una austenita retenida que no pudo transformarse durante el tratamiento térmico.

5. REFERENCIAS

- ASTM A532: 2004: Standard specification for abrasion-resistant cast irons, ASTM International. West Conshohocken, PA, United States.
- ASTM E-92: 2003: Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. ASTM International.
- ASTM G65-94: 2000: Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus, ASTM International.
- BLAZEVIC, D. 2002: Hot strip mill operation. Vol. III. Sun Lakes, Arizona, EE. UU.
- COLLINI, L.; NICOLETTO, G. & CONENÁK, R. 2008: Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. *Materials Science and Engineering A* 488(112): 529-539.
- CLAASGUSS GmbH. 2012: Abrasion resistant, white cast iron materials. Technical Information No. 11.
- GULIAEV, A. P. 1983: *Metalografía*. T. I y II. Editorial Mir, Moscú.
- FERNÁNDEZ-COLUMBIÉ, T.; RODRÍGUEZ, I.; CORREA, R. & ALCÁNTARA, D. 2014: Junta de soldadura disímil de la aleación HK-40 y del hierro fundido 24. *Ingeniería Mecánica* 17(2): 98-107.
- FERNÁNDEZ, I. & BELZUNCE, F. 2006: Influencia de diversos tratamientos térmicos en la microestructura de una fundición blanca con alto contenido en cromo. *Revista de Metalurgia* 42(4): 279-286.
- FIGUEREDO, Y.; PALACIOS, A.; VELÁZQUEZ, A. & GARCÍA, E. 2013: El recocido de esferoidización como vía para mejorar la maquinabilidad de la aleación M4X28H2. *Minería y Geología* 29(1): 60-76.
- HINCKLEY, B.; DOLMAN, K. F.; WUHRER, R.; YEUNG, W. & RAY, A. 2008: SEM investigation of heat treated high-chromium cast irons. *Materials Forum* 32: 55-71.
- HUGGETT, P. & BEN, B. 2007: Development of a low melting point white cast iron for use in composite alloy manufacture. *Materials Forum* 31: 16-23.
- ISO 21988: 2006: International Organization for Standardization, Abrasion-resistant cast irons-classification, Geneva, Switzerland: ISO Copyright Office.
- Walton, C. F. & Opar, T. J. 1981: Iron castings handbook. *Iron casting society* 235: 297-321.
- WANG, J.; LI, C.; LIU, H.; YANG, H.; SHEN, B.; GAO, S. & HUANG, S. 2006: The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. *Materials Characterization* 56(13): 73-78.

ZHANG, M.; KELLY, P. & GATES, J. 2001: The Effect of Heat Treatment on the Toughness, Hardness and Microstructure of Low Carbon White Cast Irons. *Journal of Materials Science* 36(15): 3865–3875.

ZHAO, H. & LIU, B. 2001: Modeling of stable and metastable eutectic transformation of spheroidal graphite iron casting. *ISIJ international* 41(9): 986-991.

Tomás Fernández-Columbié, tfernandez@ismm.edu.cu

Doctor en Ciencias Técnicas. Profesor Titular. Departamento de Mecánica
Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba

Gleydis Dueñas- Rodríguez, grodriguez@emni.moa.minem.cu

Máster en Ciencias Técnicas. Tecnólogo de la Empresa Mecánica del Níquel de Moa, Holguín, Cuba

Armín Mariño-Pérez, amarino@ismm.edu.cu.

Doctor en Ciencias Técnicas. Profesor Titular. Departamento de Metalurgia y Química
Instituto Superior Minero Metalúrgico. Moa, Holguín, Cuba

Alberto Velázquez-del Rosario, avelazquez@gmail.com

Doctor en Ciencias Técnicas. Jimma Institute of Technology, Jimma University, Ethiopia.

Dayanis Alcántara-Borges, dalcantara@ismm.edu.cu

Ingeniera mecánica. Profesora Asistente. Departamento de Mecánica.
Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba.