

Influencia de los tratamientos térmicos en el comportamiento frente al desgaste por abrasión de una fundición de grafito esferoidal obtenida mediante adición de boro^(*)

A. Varela*, A. García*, S. Zaragoza*, J.L. Mier*, F. Barbadillo* y L. García*

Resumen

Mediante la adición de boro al metal líquido, bien en forma metálica o en forma de bórax, ferrobورو, carburo de boro o boruro cálcico, se pueden obtener fundiciones de grafito esferoidal sin necesidad de inoculantes especiales. Estas fundiciones en estado bruto de colada presentan una matriz perlítica con grafito más o menos esferoidal que suele estar orlado de ferrita formando ojos de buey. Por tratamiento térmico de normalizado, se consigue eliminar la orla ferrítica y tener una matriz enteramente perlítica. Por recocido, se puede obtener una matriz enteramente ferrítica y por temple y revenido una matriz de martensita revenida. En el presente trabajo se mide el comportamiento frente al desgaste abrasivo de la aleación indicada, en estado bruto de colada, normalizado, recocido y bonificado, utilizando el ensayo *pin on disk*, manteniendo fijas las condiciones de ensayo en cuanto a carga, velocidad y tipo de *pin*, calculando el desgaste producido por pesada. También, se determina la variación del coeficiente de fricción en cada caso.

Palabras Clave

Desgaste; Dureza; Microestructura; Fundiciones al boro; Fundiciones.

How heat treatments influence behaviour under abrasion wear on a spheroidal graphite cast iron obtained by adding boron

Abstract

By adding boron to the liquid metal, it is possible to obtain spheroidal graphite cast iron without any need for special inoculants. The boron may be in metallic form; alternatively, borax, ferrobورو, boron carbonate or borocalcium can be used. These alloys as cast present a pearlite matrix with more or less spheroidal graphite, which is usually edged in ferrite that has markings in the shape of bull's eye. With normalising, the ferrite edges are eliminated. Thus, a pearlite matrix is achieved. Annealing results in an entirely ferrite matrix; quenching and tempering produce a tempered martensite matrix. This study measures the behaviour under wear of this alloy as cast, normalised, annealed, quenched and tempered. A "pin on disk" test is employed; load and speed conditions, as well as the pin type, are kept constant. Moreover, wear is calculated through weighing, and the variation for the friction coefficient is determined in each case.

Keywords

Wear; Hardness; Microstructure; Boron cast iron; Cast iron.

1. INTRODUCCIÓN

Las fundiciones dúctiles se han caracterizado por presentar una gran variedad de propiedades mecánicas junto con un relativo bajo coste^[1-4]. Esta versatilidad en las propiedades mecánicas da al ingeniero la posibilidad de elegir entre materiales de alta ductilidad (hasta un 18 % de elongación), o altas resistencias mecánicas con valores que pueden superar los 1.000 MPa, como en el caso de las fundiciones bainíticas ADI.

Mediante la adición de boro al metal líquido, bien en forma metálica o en forma de bórax, ferrobورو, carburo de boro o boruro cálcico se pueden obtener fundiciones de grafito esferoidal sin necesidad de inoculantes tradicionales como magnesio o cerio^[5 y 6].

Existe muy poca información del efecto del boro en las fundiciones dúctiles en comparación a las fundiciones maleables, por lo que se ha recurrido a estudios de estas últimas fundiciones para extrapolar su efecto en las fundiciones dúctiles.

El boro en las fundiciones dúctiles tiene dos efectos

(*) Trabajo recibido el día 25 de octubre de 2006 y aceptado en su forma final el día 10 de marzo de 2008.

* Grupo de Ciencia e Ingeniería de Materiales, Dpto. de Ingeniería Industrial II, Escuela Politécnica Superior, Universidad de La Coruña, Campus de Esteiro.

contrapuestos. Por una parte, es un fuerte formador de carburos (elemento desgrafitizador) que tiende a favorecer la aparición de éstos. Así, con cantidades muy pequeñas de boro, como un 0,001 % (10 ppm), se estabiliza la perlita, por lo que estas fundiciones en estado bruto de colada presentan una matriz perlítica con grafito más o menos esferoidal que suele estar orlado de ferrita formando ojos de buey. Por tratamiento térmico de normalizado, se consigue eliminar la orla ferrítica y tener una matriz enteramente perlítica y, por temple y revenido, una matriz de martensita revenida. Sin embargo, cuando las cantidades de boro superan el 0,002 % (20 ppm) aparecen formaciones de carburos muy estables que no se pueden eliminar por tratamiento térmico. Cuando las cantidades de boro son superiores a 0,01 % disminuyen, considerablemente, la elongación y la resistencia al impacto de las fundiciones dúctiles.

Por otra parte, el boro es un fuerte formador de nitruros dando lugar a BN durante el proceso de solidificación de la fundición. La acción del nitruro de boro (BN) es doble: por una parte, actúa como agente nucleante, favorece las partículas de grafito durante la reacción de grafitización, y, por otra, elimina el efecto perjudicial de nitrógeno monoatómico en las fundiciones^[7-11]. El nitrógeno, por sí solo, es también un elemento estabilizador de carburos pero cuando se combina con el boro para formar el BN se anula el efecto desgrafitizador de ambos. Otros elementos formadores de nitruros como aluminio, zirconio y titanio también favorecen la nucleación de partículas de grafito.

La microestructura de las fundiciones dúctiles influye de una manera determinante en su resistencia al desgaste abrasivo^[12-17]. La presencia entre un 8 y 11 % en superficie de grafito da una óptima lubricación para muchas aplicaciones. En cuanto a la naturaleza de la matriz, las fundiciones dúctiles perlíticas tienen una buena resistencia en condiciones de abrasión moderada. Esta resistencia se ve mejorada en el caso de las fundiciones martensíticas y bainíticas por la mayor dureza de la matriz. Existen trabajos previos en los que se informa se han realizado ensayos *pin-on-disk* en fundiciones dúctiles tradicionales donde se puso de manifiesto que la resistencia a la abrasión está muy influida por la elevación de la temperatura durante el ensayo^[18]. Takeuchi^[19] demostró que, durante el ensayo, se puede producir una transformación de la estructura de fundiciones dúctiles ferríticas para dar una estructura superficial martensítica con formación de partículas de $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ y $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$, al principio y final del ensayo correspondiente. Hirasata *et al.*^[20] pusieron de manifiesto que dos parámetros de control que influyen en la velocidad de desgaste son la velocidad de deslizamiento de la bola y la

presión de contacto bola-muestra y demostraron que el coeficiente de fricción disminuye al aumentar la velocidad de deslizamiento de la bola hasta llegar a hacerse asintótico a determinado valor, mientras que la presión de contacto no tiene ninguna influencia sobre él. Por este motivo, es necesario mantener constantes los parámetros de control durante el ensayo.

De esta manera, en el presente trabajo, se mide el comportamiento frente al desgaste abrasivo de fundición dúctil con boro en estado bruto de colada, normalizado, recocido y bonificado, utilizando el ensayo *pin on disk*, manteniendo fijas las condiciones de ensayo en cuanto a carga, velocidad y tipo de *pin*, calculando el desgaste producido por pesada, también se determina la variación del coeficiente de fricción en cada caso.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material ensayado

La aleación ensayada es una fundición esferoidal con matriz perlítica, preparada mediante fusión de las cargas sólidas debidamente dosificadas en horno de inducción de media frecuencia, añadiendo el bórax seco en el chorro de colada y añadiendo, posteriormente, en la cuchara de colada el ferrosilicio finamente dividido. Su composición química, determinada mediante analizador de carbono y azufre, absorción atómica e ICP se muestra en la tabla I.

El trabajo experimental de este estudio se ha realizado sobre la fundición en estado bruto de colada y sometida a diversos tratamientos térmicos, con el objetivo de determinar la influencia del estado estructural de la fundición en sus propiedades mecánicas y tribológicas. El tamaño de las muestras sometidas a tratamiento térmico ha sido de 50 mm de largo por 30 mm de ancho y 10 mm de espesor, y los tratamientos térmicos estudiados son los siguientes:

- Recocido ferritizante, consistente en someter a la muestra a un calentamiento a 730 °C, con una permanencia de 3 h, enfriamiento en horno hasta 600 °C y enfriamiento al aire.

Tabla I. Composición química de la muestra

Table I. Chemical composition for the sample

C (%)	S (%)	Mn (%)	Si (%)	B (%)	P (%)
3,57	0,02	0,24	2,15	< 0,01	0,05

- Normalizado, enfriamiento al aire tras calentamiento hasta 875 °C y 1 h de permanencia a esa temperatura.
- Temple, enfriamiento en agua tras 1 h de permanencia a la temperatura de austenización de 850 °C.
- Revenido a 450 y 600 °C posterior al temple en agua, con permanencia de 1 h a la temperatura de tratamiento y enfriamiento al aire.

2.2. Trabajo experimental

En este trabajo se han realizado tres tipos de análisis diferentes: determinación de la resistencia al desgaste, la dureza y la microestructura en función del tratamiento térmico al que se han sometido a las diferentes muestras.

El comportamiento tribológico de la aleación se evaluó mediante ensayos *pin on disk*, según norma ASTM G99 "Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus".

Se realizaron ensayos de 1 h de duración a temperatura ambiente, empleando una carga de 10 N y una velocidad de giro de 300 rpm. El radio de giro fue de 8 mm, y el *pin* empleado una bola de acero cromado con una dureza de 775 HV.

Previamente a la realización de los ensayos se efectuó una preparación superficial de las muestras con el objetivo de asegurar que las condiciones superficiales de las diferentes muestras fueran semejantes, y minimizar así la variabilidad de los resultados como consecuencia del acabado superficial. En todos los casos la rugosidad media medida antes del ensayo de desgaste fue inferior a 3 μm .

La resistencia al desgaste se determina como la pérdida de masa experimentada por las muestras durante el proceso de desgaste controlado. Se pudo determinar, además, el coeficiente de fricción entre el *pin* y la muestra, en cada momento del ensayo.

La dureza de la fundición sometida a los diferentes tratamientos térmicos se determinó mediante ensayos de dureza Vickers, aplicando una carga de 60 kg durante 30 s.

Finalmente, se efectuó un análisis metalográfico de las diferentes muestras. Para ello se sometieron a una preparación previa y ataque con Nital al 3 % y, posteriormente, se observó la microestructura de las diferentes muestras mediante microscopio óptico.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 1 muestra la microestructura de la fundición en estado bruto de colada. Se puede observar

una estructura con matriz perlítica y la presencia de ojos de buey ferríticos orlando al grafito que presenta forma más o menos esferoidal.

En la figura 2 se muestra la microestructura obtenida para la aleación después de ser sometida a un tratamiento térmico de recocido ferritizante. Se observa la matriz ferrítica junto con nódulos de grafito.

En el caso de la muestra sometida a normalizado (Fig. 3) se ve como la matriz que presenta en este caso es casi enteramente perlítica, con la presencia de pequeñas porciones de ferrita. Tras el tratamiento térmico, la estructura de ojos de buey desaparece completamente.

Mediante el temple se ha conseguido una estructura

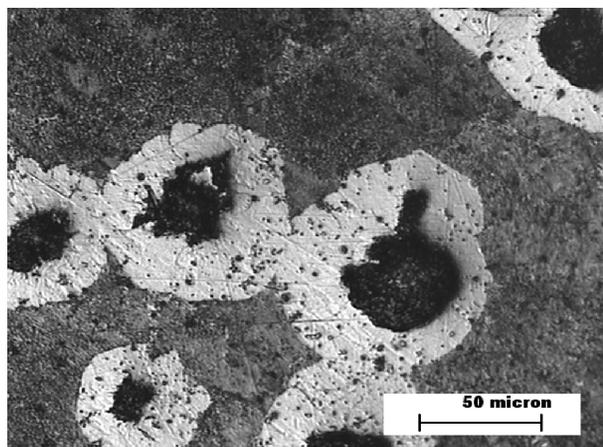


Figura 1. Microestructura de la fundición en estado bruto de colada.

Figure 1. Microstructure of cast iron without heat treatment.

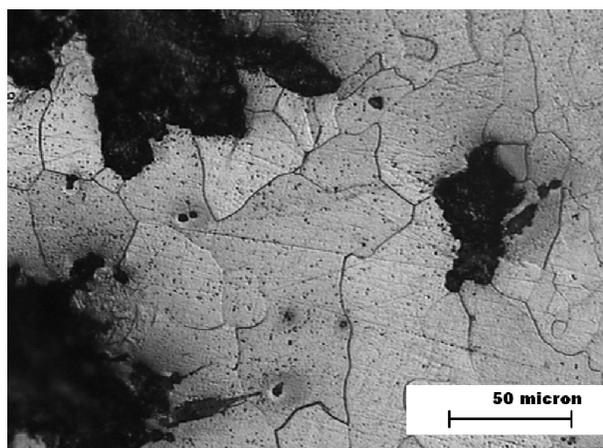


Figura 2. Microestructura de la fundición sometida a un recocido ferritizante.

Figure 2. Microstructure of annealed cast iron.

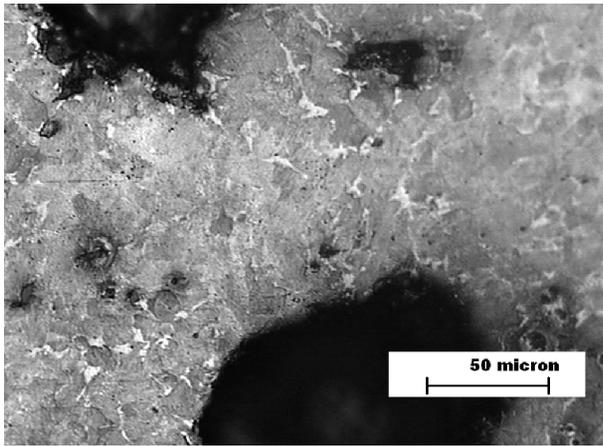


Figura 3. Microestructura de la fundición sometida a un normalizado.

Figure 3. Microstructure of normalised cast iron.

martensítica con presencia de esferoides de grafito, tal y como se aprecia en la figura 4.

La figura 5 muestra la estructura obtenida después del revenido a 450 °C. Los tratamientos de revenidos conducen a estructuras de martensita revenida y nódulos de grafitos dispersos en la matriz.

La figura 6 muestra los resultados obtenidos para los ensayos de desgaste (pérdida de masa y coeficiente de fricción) y de dureza.

La dureza que presenta la fundición en estado bruto de colada es de 195 HV. Tras someterla a un tratamiento de recocido ferritizante y modificar la matriz perlítica-ferrítica convirtiéndola en una matriz ferrítica, la dureza disminuye, siendo el valor correspondiente a

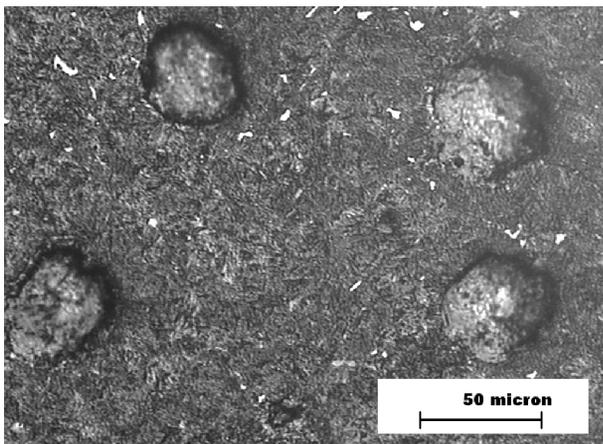


Figura 4. Microestructura de la fundición sometida a temple en agua.

Figure 4. Microstructure of cast iron quenched in water.

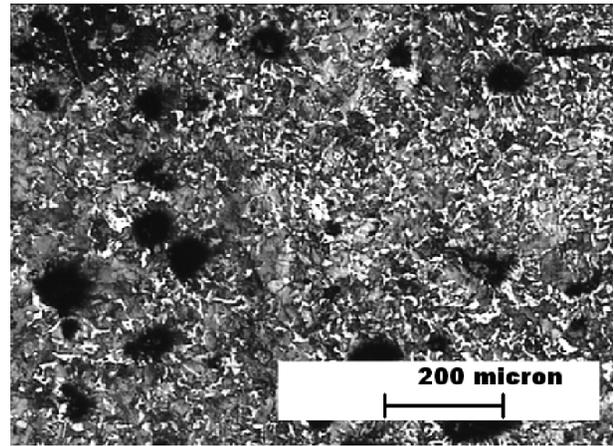


Figura 5. Microestructura de la fundición tras tratamiento de temple y revenido a 450 °C.

Figure 5. Microstructure of cast iron quenched and tempered at 450 °C.

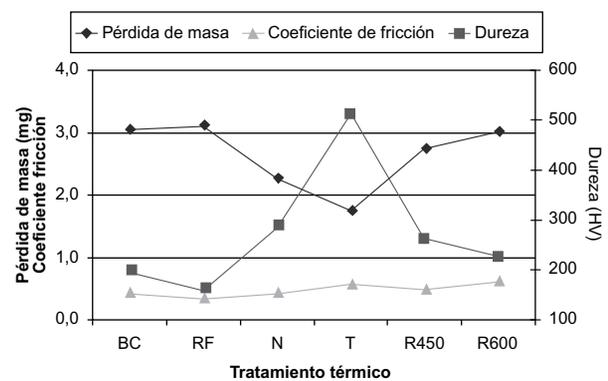


Figura 6. Valores de dureza y resultados del ensayo de desgaste abrasivo obtenidos para las distintas muestras.

Figure 6. Hardness measurements and abrasive wear test results for the different samples.

este estado estructural el más bajo de todos los considerados en este trabajo.

La matriz perlítica que se obtiene con el normalizado conduce a un valor de dureza mayor a los dos anteriores y es, bajo el tratamiento de temple en agua, cuando la dureza de la aleación es máxima, alcanza los 513 HV.

Con los tratamientos de revenido posteriores al temple en agua se consigue una disminución de la dureza, que es mayor cuanto mayor es la temperatura de tratamiento.

El coeficiente de fricción obtenido para los diferentes ensayos de desgaste llevados a cabo ha sido prácticamente constante a lo largo de cada ensayo,

y se puede observar que los valores obtenidos en los diferentes ensayos son muy similares entre sí y las diferencias entre ellos no son significativas.

En cuanto a la pérdida de masa experimentada por cada una de las muestras sometidas a diferente tratamiento se puede observar cómo la tendencia es contraria a la obtenida en los ensayos de dureza. Las muestras que presentan una mayor dureza son las que menos se desgastan, mientras que la muestra con menor dureza es la que mayor desgaste experimenta (1,74 μg en estado de temple, frente a 3,10 mg en estado de recocido). En la figura 7 se representa la pérdida de masa experimentada por las muestras en el ensayo de desgaste en función de la dureza de las mismas. En ella, se observa que, tal y como se ha comentado anteriormente, la muestra que presenta menor dureza y consecuentemente una resistencia al desgaste peor es la muestra sometida a recocido ferritizante, lo que concuerda con su microestructura. Las muestras en estado bruto de colada y revenidas a más alta temperatura (600 °C) presentan resultados muy semejantes de ambos parámetros, siendo ligeramente menor el comportamiento de la última.

El tratamiento de revenido a 450 °C proporciona mejores resultados que la temperatura de 600 °C, mientras que la muestra normalizada tiene una dureza ligeramente superior pero un comportamiento al desgaste sensiblemente mejor. La muestra que presenta un comportamiento notablemente superior es la muestra templada, cuya resistencia al desgaste y dureza es superior a las demás.

La figura 8 muestra los resultados de dureza y desgaste obtenidos para la fundición al boro sin tratamiento térmico, tras normalizado y temple comparados con los obtenidos para otras fundiciones empleadas en aplicaciones antidesgaste a igualdad de condiciones de desgaste: una fundición blanca hipoeutéctica, una fundición de grafito esférico y una fundición Ni-hard^[21]. En ella, puede observarse como

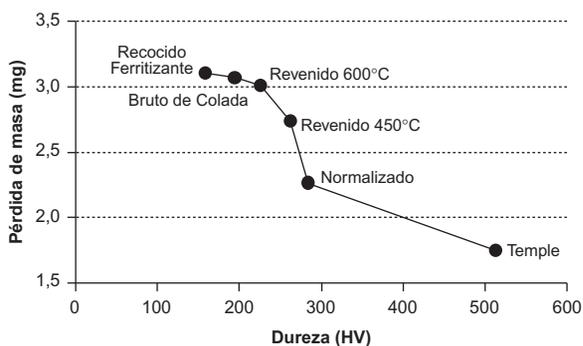


Figura 7. Resultados de desgaste, vs dureza.

Figure 7. Wear results vs hardness.

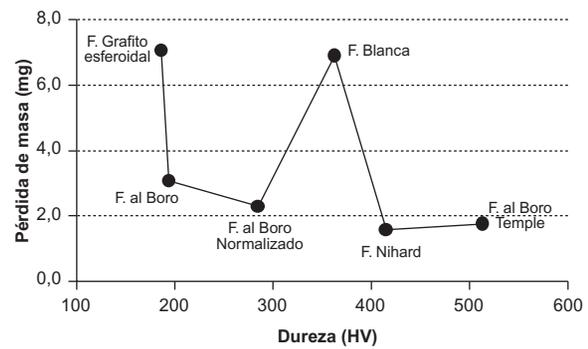


Figura 8. Comparación con otras fundiciones.

Figure 8. Compared to another cast irons.

la fundición al boro sin tratar es una de las que menor dureza presenta; sin embargo, su comportamiento al desgaste sólo es superado por la fundición Nihard, que presenta una dureza notablemente superior. Este comportamiento se puede explicar si se asume el papel lubricante que las partículas de grafito juegan en el proceso de desgaste abrasivo. En las primeras etapas de este proceso se desprenden las partículas de grafito que, posteriormente y dada su escasa dureza, actúan como lubricante disminuyendo el desgaste experimentado por la fundición. Por otra parte, los resultados obtenidos para las dos muestras de fundición al boro tratadas, son comparables a los obtenidos para la fundición Nihard, especialmente tras el tratamiento de temple, con la ventaja añadida de implicar un menor coste.

5. CONCLUSIONES

Se ha estudiado el comportamiento mecánico y tribológico de una fundición dúctil con grafito esférico en estado bruto de colada y sometida a diferentes tratamientos térmicos, para determinar la influencia del estado microestructural en sus propiedades.

El valor de la dureza se modifica en función de la matriz que se obtiene mediante el tratamiento térmico. Cuando la matriz es perlítica (caso de la muestra sometida a normalizado), el valor de dureza supera al que presenta la aleación sin tratar (matriz perlítica-ferrítica). El valor más elevado se consigue con la estructura martensítica que se obtiene tras el temple en agua y, la martensita revenida que se consigue con el revenido, proporciona valores de dureza intermedios entre el normalizado y el estado bruto de colada.

La resistencia al desgaste de las muestras es mayor cuanto mayor es la dureza, siendo la muestra templada

da la que presenta una mejor respuesta frente al desgaste abrasivo, superior a las presentadas por la fundiciones de grafito esferoidal y blanca y comparable a la obtenida por la fundición Nihard ensayada. Además, a pesar de ser una de las muestras con menor dureza, la fundición al boro sin tratar presenta un comportamiento frente al desgaste abrasivo notablemente mejor que la fundición de grafito esferoidal y blanca.

El coeficiente de fricción que se mide en cada uno de los ensayos de desgaste se puede considerar prácticamente constante.

REFERENCIAS

- [1] H. E. Henderson, *ASTM Special Technical Publication* 455 (1969) 29-53.
- [2] A. Suárez-Sanabria y J. Fernández-Carrasquilla. *Rev. Metal. Madrid* 42 (2006) 18-31.
- [3] R. Gonzaga-Cinco y J. Fernández-Carrasquilla. *Rev. Metal Madrid* 42 (2006) 91-105.
- [4] I. Fernández-Pariente y F. J. Belzunce-Varela. *Rev. Metal. Madrid* 42 (2006) 279-286
- [5] S.L. Liu, C. R. Loper y T. H. Witter, *Trans. Am. Foundrymen's Soc.* 100 (1992) 899-906.
- [6] S.V. Subramanian, D.A.R. Kay y G. R. Purdy, *Trans. Am. Foundrymen's Soc.* 90 (1982) 589-603.
- [7] R. D. Schelleng, *Mod. Cast.* 52 (1967) 70-71.
- [8] Quality control manual. *Ductile Iron Society Publication*, 1991
- [9] H. Zhao y Q. Rao, *Indian Foundry J.* 43 (1997) 17-21.
- [10] D.L. Ball, *Trans. Am. Foundrymen's Soc.* 75 (1968), 428-432.
- [11] J.D. Farquhar, *Trans. Am. Foundrymen's Soc.* 87 (1979), 433-438.
- [12] R. Castillo, V. Bermont y V. Martinez, *Rev. Metal. Madrid* 35 (1999) 329-334.
- [13] Z.L. Lu, Y.X. Zhou, Q.C. Rao y Z.H. Jin, *J. Mater. Proces. Tech.* 116 (2001) 176-181.
- [14] L. C. Chang, I. C. Hsui, L. H. Chen y S. T. Lui, *Wear* 257 (2004) 1125-1132.
- [15] M. Hatate, T. Shaiota, N. Takahashi y K. Shimizu, *Wear* 251 (2001) 885-889.
- [16] A. S. M. A. Haseeb, A. Islam, M. A. Bepari, *Wear* 244 (2000) 15-19.
- [17] R.C. Donmarco, M.E. Sousa y J.A. Sikora, *Wear* 257 (2004) 1185-1192.
- [18] F. E. Kennedy, *Wear* 100 (1984) 453-76.
- [19] E. Takeuchi, *Wear* 19 (1972) 267-76.
- [20] K. Hirasata, K. Hayashi y H. Matsunami, *Tribology Series* 41 (*Tribological Research and Design for Engineering Systems*) Elsevier Science, 2003, pp. 643-652.
- [21] A. Varela, A. García, V. Blázquez, C. Camba, S. Zaragoza y J.L. Mier, *Libro de actas del Congreso Ibertrib* 2007.