

Mecanismos de desgaste en materiales compuestos de matriz acero rápido fabricados por técnicas pulvimetalúrgicas

E. Gordo*, M.A. Martínez*, J.M. Torralba* y J.A. Jiménez**

Resumen El desarrollo de materiales compuestos de matriz metálica con refuerzo de partículas cerámicas presenta gran interés para la industria automovilística y de herramientas de corte ya que poseen mejores propiedades mecánicas y de desgaste que los correspondientes materiales base. Uno de los métodos de fabricación de estos materiales incluye su procesado mediante técnicas pulvimetalúrgicas, en las cuales la etapa de mezcla de los polvos del material base con los del material de refuerzo constituye el proceso fundamental para obtener una distribución homogénea de las partículas de refuerzo. En este trabajo, se han preparado materiales compuestos basados en el acero para herramientas M3/2, el cual se reforzó con 2,5, 5 y 7,5%, en volumen, de carburos de Nb. Para conseguir una mezcla homogénea de las partículas de refuerzo, la etapa de mezcla se realizó en un molino de alta energía, en seco, a 200 r.p.m., durante 40 h. Después de un recocido de eliminación de tensiones, se siguieron dos vías para la consolidación de los polvos: (1) compactación en matriz y sinterización en vacío y (2) compactación isostática en caliente (HIP). El estudio del comportamiento a desgaste de los materiales se evaluó mediante el método "pin-on-disc". Los ensayos se realizaron utilizando como disco el material a ensayar, y como "pin" una bola de alúmina. Los resultados indican que, la consolidación del material por HIP mejora considerablemente su resistencia al desgaste, respecto a la consolidación por sinterizado.

Palabras clave Desgaste. Materiales compuestos. Pulvimetalurgia. Aceros rápidos.

Wear mechanisms in powder metallurgy high speed steels matrix composites

Abstract The development of metal matrix composites has a major interest for automotive and cutting tools industries since they possess better mechanical properties and wear resistance than corresponding base materials. One of the manufacturing methods for these materials includes processing by powder metallurgy techniques. In this case, blending of both, base material and reinforcement powders constitute the most important process in order to achieve a homogeneous distribution of second phase particles. In the present work, composite materials of M3/2 tool steel reinforced with 2.5, 5, and 8 vol% of niobium carbide have been prepared. In order to ensure a homogeneous mix, powders of both materials were mixed by dry high-energy mechanical milling at 200 r.p.m. for 40 h.. After a recovering annealing, two routes for consolidate were followed: (1) die pressing and vacuum sintering, and (2) hot isostatic pressing (HIP). "Pin-on-disc" tests were carried out to evaluate wear behaviour in all the materials. Results show that ceramic particles additions improve wear resistance of base material.

Keywords Wear. Composites. Powder metallurgy. High speed steels.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros rápidos en general y, en particular el M3/2, utilizado en este trabajo, presentan una excelente combinación de resistencia al desgaste y

propiedades mecánicas^[1]. La fabricación de este tipo de aceros, mediante técnicas pulvimetalúrgicas es, cada vez mayor, debido a las ventajas que presentan, entre las cuales se encuentra la posibilidad de lograr composiciones imposibles de obtener por

(*) Dpto. de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Avda. de la Universidad, 30. 28911 Leganés, Madrid (España).

(**) Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM). Avda. Gregorio del Amo, 8. 28040 Madrid (España).

otras técnicas. En este sentido, numerosos autores han intentado desarrollar materiales basados en los aceros rápidos con adiciones de partículas cerámicas para mejorar el comportamiento a desgaste del material base^[2]. Entre las partículas más utilizadas se encuentran las de alúmina^[3] y las de carburos de metales de transición, como TiC o NbC^[4 y 5], por su gran estabilidad y dureza. Sin embargo, aunque la resistencia al desgaste se ve mejorada en la mayoría de los casos, otras propiedades mecánicas como la resistencia a flexión, disminuyen^[6]. Entre las causas principales que explican este comportamiento se encuentran la tendencia a la aglomeración de las partículas de adición, que impide una distribución homogénea de las mismas, y la dificultad de obtener una buena unión matriz metálica-refuerzo cerámico. Ambos problemas se minimizan con una etapa de mezcla de polvos adecuada, la cual se puede realizar en húmedo o mediante procesos de granulado de los polvos^[7]. En este trabajo se han preparado materiales compuestos basados en el acero para herramientas M3/2, el cual se reforzó con 2,5, 5 y 7,5 %, en volumen, de carburos de Nb. Para estos materiales se encontró que se conseguía una distribución homogénea de las partículas de refuerzo, cuando la mezcla se realizaba en seco, en un molino excéntrico de alta energía.

2. MATERIALES

Los materiales compuestos objeto de este estudio se fabricaron a partir de polvo de acero rápido M3/2 con 150 (m de tamaño máximo y, como material de refuerzo, se usó polvo de carburo de niobio de 45 µm de tamaño máximo de partícula. La composición química porcentual, en peso, del polvo de acero usado es 1 % C, 6,1 % Mo, 5,85 % W, 4,2 % Cr, 2,6 % V. La pureza del polvo de carburo de niobio es de 99,5 %.

Se utilizaron tres niveles de adición de carburos al acero M3/2: 2,5 % vol., 5 % vol. y 8 % vol. y se ensayó, además, el acero base sin adición como referencia para comparar las propiedades.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La mezcla de polvos se realizó en un molino excéntrico de alta energía, durante 40 h, a 200 rpm. Después de esta etapa fue necesario realizar un recocido de eliminación de tensiones a las mezclas que iban a ser compactadas en matriz uniaxial. Dicho tratamiento se realizó en vacío, a 515 °C durante 5 h, tras el cual, el enfriamiento se realizó a

5 K/min. La temperatura óptima de recocido se determinó mediante análisis térmico diferencial. Los polvos sometidos a HIP no fueron recocidos.

La compactación en matriz uniaxial se realizó a 700 MPa de presión. Se obtuvieron probetas rectangulares con las dimensiones normalizadas (5mm × 12mm × 32mm) para ensayos de flexión. La sinterización se realizó en vacío, a la temperatura que proporcionaba mayor densificación (1.260 °C para el acero sin adición de carburos y 1.285 °C para el resto de las composiciones). Esta temperatura se determinó en un trabajo previo^[8] en el que se estudió la sinterabilidad de los materiales. La compactación isostática en caliente se realizó a 150 MPa de presión, durante 2 h a 1.150 °C. Posteriormente se mecanizaron probetas de las mismas dimensiones que las obtenidas por compactación en matriz para la realización de los ensayos de flexión.

La resistencia a flexión (*transverse rupture strength*, TRS) se determinó mediante ensayos de flexión en tres puntos. Las probetas se pulieron por ambas caras y se ensayaron a rotura bajo una velocidad de deformación de 2,5 mm/min. La expresión utilizada para la determinación de la TRS fue:

$$TRS (MPa) = \frac{3PL}{2Wt^2} \quad (1)$$

donde P es la carga, L la distancia entre puntos de apoyo (23,81 mm), W el ancho de la probeta, y t el espesor de la probeta.

Los ensayos de desgaste fueron realizados en un equipo "pin-on disc", a temperatura ambiente, manteniendo una humedad relativa inferior al 30 % y sin lubricación. El disco fue del material a ensayar y como "pin" se utilizó una bola de alúmina de 6 mm de diámetro interno. La carga aplicada fue de 10 N y la velocidad de deslizamiento de 0,25 ms⁻¹. La constante de desgaste se calculó mediante la expresión (2):

$$K \left(\frac{mm^3}{N \cdot m} \right) = \frac{\text{pérdida de material (mm}^3\text{)}}{\text{carga aplicada (N)} \times \text{velocidad de deslizamiento (m/s)}} \quad (2)$$

La pérdida de material se calculó mediante la diferencia de masa de las probetas antes y después del ensayo.

Se realizó además el estudio microestructural de los materiales mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), utilizando principalmente la

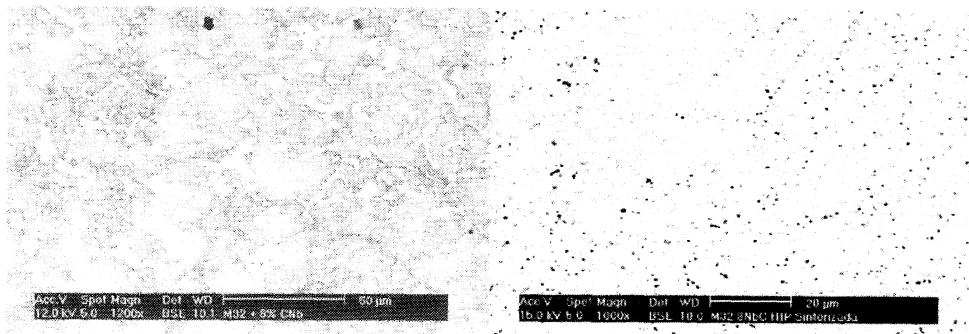


Figura 1. Imágenes BSE del material M3/2+8 % vol. NbC, obtenido mediante: (izda.) Sinterización a 1.285 °C; (dcha.) HIP a 1.150 °C.

Figure 1. BSE images of M3/2 tool steel reinforced with 8 vol% NbC after: (left) sintering at 1285°C and (right) Hipping at 1150°C.

técnica de electrones retrodispersados (BSE). Asimismo, se utilizó la técnica de microanálisis por dispersión de energía (EDX) para identificar las fases.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura 1 se recogen dos imágenes BSE de los materiales con 8 % vol. NbC, mostrando las microestructuras de los materiales obtenidos mediante compactación en matriz y sinterización a 1.285 °C (Fig. 1, izda.) y mediante HIP (Fig. 1, dcha.). En la primera se observa que las altas temperaturas empleadas para alcanzar la sinterización *supersolidus*, han permitido la densificación total, pero también se produce un fenómeno de aglomeración de los carburos. Las fases más claras corresponden a carburos tipo M_6C , y las de contraste gris a carburos (V, Nb)C (tipo MC) formados por reacción de los carburos NbC añadidos con los VC primarios. La estructura obtenida por HIP es mucho más homogénea en tamaño y distribución de los carburos, si bien se encuentran algunos carburos NbC de mayor tamaño.

El gráfico de la figura 2 muestra que los valores de resistencia a flexión de los materiales obtenidos por HIP son considerablemente mayores que los sinterizados, alcanzándose 2.400 MPa para el material que contiene 8 % vol. de NbC. Este valor, que supera el alcanzado para el material sin adición de carburos, es más alto de lo esperado, y superior a los valores que presentan la mayoría de los carburos cementados^[9]. El hecho de que el valor de la resistencia a la flexión, TRS, en los materiales obtenidos por HIP aumente, al aumentar el porcentaje de carburos añadidos, se explica por la observación de cierto nivel de porosidad en los

materiales con 2,5 % vol. NbC y 5 % vol. NbC debido, probablemente, a un defecto durante el proceso de HIP. En el caso de los materiales sinterizados, los valores de la TRS varían muy poco con el porcentaje de adición de carburos. Esto se debe a que en todos los casos se alcanzó la densificación total y la microestructura es muy similar. La heterogeneidad de esta microestructura explica que, los valores de la TRS obtenidos, sean mucho menores que los obtenidos por HIP.

El mecanismo de desgaste que se observa es de abrasión, como se deduce de las acanaladuras presentes en la pista de desgaste, típicas de dicho mecanismo. En la figura 3 se muestran dos imágenes de la misma zona obtenidas mediante MEB. La figura 3 (izda.) es una imagen de electrones secundarios (SE) en la que se observan las acanaladuras

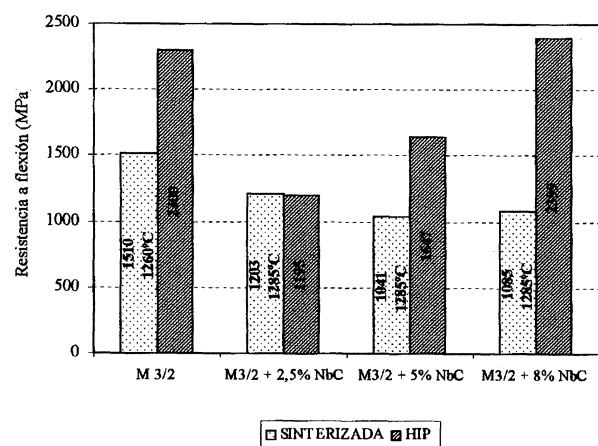


Figura 2. Comparación de los valores de resistencia a flexión correspondientes a los materiales sinterizados y a los obtenidos mediante HIP.

Figure 2. Comparison between the TRS values for both, sintered and hipped materials.

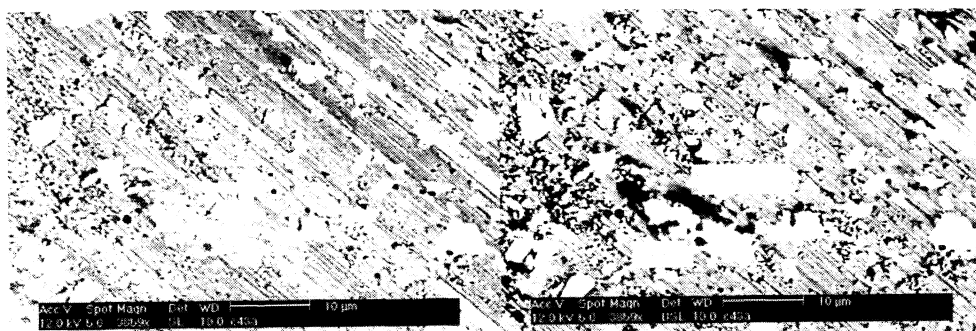


Figura 3. Pista de desgaste del material M3/2+8 % vol. NbC sinterizado a 1.285°C: (izda.) imagen de electrones secundarios; (dcha.) imagen de electrones retrodispersados.

Figure 3. Wear tracks in the material M3/2 + 8 % vol. NbC sintered at 1285°C: (left) secondary electron image; (right) back scattered image.

mencionadas; se observa, además, que los carburos M_6C también se ven afectados por la abrasión, mientras que los MC, más duros, permanecen en la matriz, soportan el desgaste, y crean “barreras” a los óxidos producidos durante el ensayo debido a la oxidación de las partículas de Fe que se desprenden de la matriz. En la imagen de electrones retrodispersados, BSE (Fig.3, dcha.) se pueden distinguir las distintas fases por diferencias de contraste. Los valores de la constante de desgaste, k , calculados para todos los materiales estudiados quedan reflejados en la figura 4. Los materiales obtenidos mediante HIP ofrecen valores de k significativamente más bajos que los materiales sinterizados, lo que indica que su resistencia al desgaste es mucho mayor. En ambos casos, la adición de carburos de Nb aumenta la resistencia al desgaste, si bien el

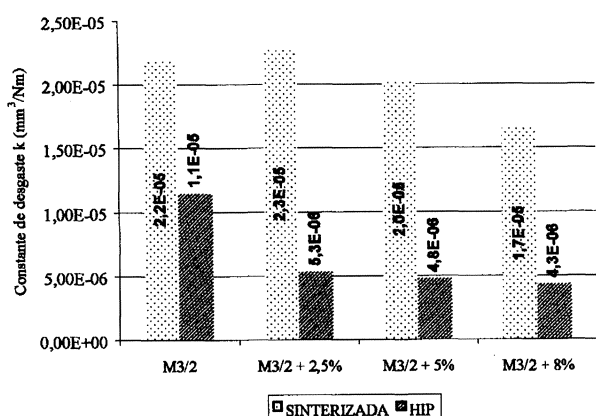


Figura 4. Comparación de los valores de constante de desgaste, correspondientes a los materiales sinterizados y a los obtenidos mediante HIP.

Figure 4. Comparisson between the wear constant for sintered and hipped materials.

efecto es más pronunciado en el caso de los materiales obtenidos por HIP. La causa de este comportamiento se encuentra de nuevo en su microestructura: como el desgaste es soportado por los carburos, una mayor dispersión de dichas partículas de pequeño tamaño y gran dureza implica que la matriz se encuentra siempre protegida.

5. CONCLUSIONES

La utilización de un proceso de mezcla de polvos adecuado ha permitido la dispersión de los carburos en la matriz, dando lugar a microestructuras muy homogéneas.

Mediante HIP se han obtenido materiales compuestos de matriz acero rápido, con propiedades mecánicas comparables a las de los aceros base sin refuerzo, y resistencia al desgaste significativamente más alta.

Agradecimientos

Los autores agradecen a la CICYT la financiación del proyecto MAT97-0695 que ha permitido la realización de este trabajo.

REFERENCIAS

- [1] G. HOYLE, *High speed steels*, Ed. Butterworths, London, 1988, pp. 222.
- [2] D. BOLTON, *Controlling the properties of powder metallurgy parts through their microstructure*, París, 19-21 mars, 1990, n° 15. Société Française de Métallurgie.
- [3] R.A. QUEENEY, R.E. MASTERS, R.J. BELTZ y J.D. DANKOFF, *Modem Developments in Powder Metallurgy* 20 (1988) 409-419.

- [4] A.R. KIEFFER, P. ETTMAYER, G. JANGS y G. WEISSMAN, *Modern Developments in Powder Metallurgy* 8 (1974) 519-536.
- [5] W.C. ZAPATA, C.E. DA COSTA y J.M. TORRALBA, *J. Mater. Proc. Technol.* 53 (1995) 483-490.
- [6] E. GONÇALVES DE ARAÚJO *et. al.*, *Adv. Powder Metall.* 3 (1992) 397-410.
- [7] J.D. BOLTON y A.J. GANT, *Powder Metall.* 40 (2) (1997) 143-150.
- [8] A. RUBIO, Obtención vía pulvimetalúrgica de piezas de acero de alta aleación reforzadas con carburo de niobio. Proyecto Fin de Carrera, Universidad Politécnica de Madrid, 1999.
- [9] ASM. HANDBOOK, *Powder Metal Technol. Appl.* 7 (1998).