

Estudio del desgaste de aceros rápidos pulvimetalúrgicos M3/2 reforzados con carburo de niobio mediante el ensayo *pin-on-disk*^(*)

N. Candela*, A. López*, O.A. Ruano** y J.A. Jiménez**

Resumen

En este trabajo se han preparado materiales compuestos de acero rápido M3/2 reforzado con un 5, un 10 y un 15 % en volumen de carburos de niobio con el objeto de mejorar sus propiedades mecánicas y resistencia al desgaste. La fabricación de los distintos materiales compuestos se realizó mediante molienda mecánica de polvo de acero rápido y carburo en un molino de alta energía, y compactación isostática en caliente. El comportamiento al desgaste se determinó a través de ensayos *pin-on-disk*. El material de partida presenta una microestructura con un tamaño de grano de pocas micras y pequeños carburos MC y M₆C homogéneamente dispersos en su interior. En el caso de los materiales reforzados, las partículas reforzantes de carburo se sitúan mayoritariamente sobre la superficie de las partículas originales de polvo de acero. El comportamiento al desgaste se evaluó a partir del coeficiente de fricción y de desgaste y de la pérdida de volumen eliminado en el ensayo. La incorporación de carburo de niobio mejora las propiedades al desgaste del acero rápido, tanto en el estado martensítico como de revenido, produciéndose una disminución del volumen de material eliminado y del coeficiente de desgaste a medida que se incrementa la fracción de volumen de partículas de NbC.

Palabras clave

Materiales compuestos. Aceros rápidos. Carburos. Resistencia al desgaste. Compactación isostática en caliente.

Wear behavior of powder metallurgy tool steel M3/2 reinforced with niobium carbide by "pin-on-disk" test

Abstract

In this work, composite materials M3/2 high-speed steel reinforced with 5, 10 and 15 %, in volume, of niobium carbide have been obtained to improve the wear behaviour. The materials were prepared by powder metallurgy using steel and carbide powders that were mechanically ball milled in a planetary mill, and then hot isostatically pressed. The wear behaviour was determined by pin-on-disk tests. The materials present a microstructure consisting of grains with a few microns in size and fine MC and M₆C particles homogeneously dispersed in its interior. In the case of reinforced materials, reinforcing carbides particles are placed mainly at the surface of the prior steel powder particle boundaries. The wear behaviour was evaluated from friction and wear coefficients, and also from weight loss. The addition of niobium carbide improves the wear properties of the tool steel in both martensitic and tempered conditions. A decrease of the weight loss and the wear coefficient is observed with increasing volume fraction of NbC.

Keywords

Composite materials. High-speed steels. Carbides. Wear resistance. Hot isostatic pressing.

1. INTRODUCCIÓN

Para poder conformar y trabajar un material metálico o polimérico es necesario, en primer lugar, dis-

poner de herramientas de corte adecuadas, las cuales, en la mayoría de los casos, se fabrican de acero rápido. Por ello, la principal propiedad que se pide a este tipo de aceros es que presente una elevada

(*) Trabajo recibido el día 17 de septiembre de 2004 y aceptado en su forma final el día 19 de mayo de 2005.

(*) Dpto. de Ingeniería Industrial, Universidad Antonio de Nebrija, Escuela Politécnica Superior de Ingeniería, C/ Pirineos 55, 28040 Madrid.

(**) Dpto. Metalurgia Física, Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (C.S.I.C.), Av. Gregorio del Amo, 8, 28040 Madrid.

resistencia, tenacidad y dureza acompañadas de buena resistencia al desgaste y templabilidad. Estas propiedades se consiguen, siempre en estado de temple y revenido de martensita, tras un tratamiento de solubilización de carburos y temple. Sin embargo, como la martensita no es una fase de equilibrio, se produce una degradación de estas propiedades, de manera progresiva, cuando se exponen a temperaturas intermedias. Tal es el caso de un sobrecalentamiento durante la utilización de una herramienta de corte.

Tradicionalmente, se ha resuelto este problema introduciendo una fina y homogénea precipitación de partículas de carburos, que se conoce como segunda precipitación y que requiere un estricto control en los parámetros del proceso de revenido/s tras el temple^[1]. Un procedimiento alternativo para mejorar, tanto las propiedades mecánicas como la resistencia al desgaste a unas temperaturas más elevadas, consiste en introducir una elevada fracción de volumen de finas partículas insolubles de segunda fase homogéneamente dispersas en la matriz. Algunos trabajos recientes coinciden en que la incorporación a este tipo de aceros de partículas cerámicas tales como Al_2O_3 ^[2 y 3], TiN ^[4 y 5], NbC , TiC , WC o VC ^[6], podría dar lugar a una mejora significativa tanto de sus propiedades mecánicas como de su resistencia al desgaste en un intervalo más amplio de temperaturas, aumentando así la vida útil de la herramienta y la velocidad máxima de corte. Con esta idea como punto de partida se pretende estudiar en el presente trabajo la microestructura y el comportamiento a desgaste de materiales compuestos de acero rápido M3/2 reforzados con 5, 10 y 15 % de NbC .

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para la fabricación de los distintos materiales compuestos se partió de polvo de acero M3/2, con un tamaño de partícula inferior a $150 \mu m$ y una composición química (% en masa): 6,1 % Mo, 5,85 % W, 4,2 % Cr, 2,6 % V, 0,26 % Si, 0,24 % Mn, 1, % C. Polvo de este material se mezcló con la fracción de volumen deseada de partículas de polvo de carburo de niobio de alta pureza. Se estudiaron cuatro tipos de materiales con 0, 5, 10 y 15 % en volumen de carburo de niobio. Para asegurar una mezcla homogénea de ambos materiales, se procedió a la molienda mecánica de los polvos en un molino de alta energía a 180 rpm durante 40 h. A continuación, se encapsuló el polvo resultante en contenedores de acero de bajo contenido en

carbono y se desgasificó en vacío a $500 \text{ }^\circ C$ durante 2 h. Estas cápsulas se sometieron a un ciclo de compactación isostática en caliente (HIP) en el que se aplicó una presión de 180 MPa a $1.150 \text{ }^\circ C$ durante 2 h. Para la caracterización microestructural de los materiales resultantes se utilizó la microscopía óptica, electrónica de barrido (MEB) y la difracción de rayos X.

Desde el punto de vista de resistencia a desgaste, se estudió la influencia del contenido en carburo de niobio en el estado después del HIP. Como se mencionó en la introducción, la martensita es susceptible de degradarse si durante el proceso de corte existe un calentamiento de la pieza. Por ello, es importante determinar la contribución exclusiva del refuerzo. Para eliminar la influencia de la martensita y de la segunda precipitación sobre las propiedades de desgaste, también se repitieron estos ensayos tras someter a los distintos compactos a un tratamiento de revenido. Dada la elevada templabilidad del acero rápido M3/2, para garantizar la eliminación completa de la martensita, se suele repetir el revenido. Por ello, se realizaron dos recocidos consecutivos realizando el ciclo siguiente: se calientan las probetas a $700 \text{ }^\circ C$ para evitar la segunda precipitación, se sacan del horno durante 10 min y se vuelven a meter durante 2 h; después de este tiempo el horno se apaga y se dejan enfriando las probetas dentro del horno. De esta manera, se produce una disminución de la dureza desde 60, 61, 61,5 y 62 HCR hasta 43, 45, 50 y 53 HCR para los compactos con 0, 5, 10 y 15 % de NbC en estado después del HIP, respectivamente. Esta disminución se asoció a la eliminación de la estructura martensítica de partida.

El ensayo de desgaste se realizó mediante el ensayo *pin-on-disk*, aplicando la norma ASTM G 99-95 ^[7], utilizando como contramaterial una bola de alúmina de 3 mm, de 2.500 HV. Las probetas se pulieron hasta obtener una rugosidad de $0,3 \mu m$, inferior a la que exige la norma ($0,8 \mu m$). Los ensayos de desgaste se realizaron a una carga de 10 N, una velocidad de ensayo de 190 rpm, una distancia recorrida de 2.000 m y un diámetro de la huella de 10 mm. La resistencia al desgaste se evaluó a partir del volumen de material eliminado, del coeficiente de fricción y del coeficiente de desgaste.

El volumen de material eliminado se analizó por dos métodos: ancho de huella dejado después del ensayo y perfilometría en línea. El ancho de huella se obtuvo mediante la ecuación (2) de la norma ASTM G99-95:

Pérdida en volumen, $\text{mm}^3 = \pi \cdot (\text{radio de la huella, mm}) \cdot (\text{ancho de huella, mm})^3 / (6 \cdot \text{radio de la esfera de alúmina, mm})$.

Esta ecuación es válida si el ancho de huella dividido por el radio de la esfera del contramaterial es inferior a 0,3. En todos los materiales ensayados se cumple esta condición.

El segundo método, de perfilometría en línea de la huella de desgaste, requiere el uso de un perfilómetro óptico UBM con sensor de microfoco. Una vez adquiridos los datos se realizó en todas las probetas un suavizado y un nivelado para eliminar la inclinación y/o curvatura de la superficie de la muestra antes de medir la huella de desgaste. Se midió el perfil de la huella de desgaste en cuatro zonas y se registró la anchura, la profundidad máxima y el área de huella. El área de huella medida, en mm^2 , se multiplica por el perímetro de la huella ($2 \cdot \pi \cdot r$, mm) para obtener el volumen desgastado en mm^3 .

El coeficiente de fricción es un parámetro que se obtiene directamente del ensayo de desgaste. El coeficiente a desgaste se calculó mediante la siguiente expresión:

$$K(\text{mm}^3/\text{N m}) = (\text{volumen eliminado, mm}^3) / (\text{fuerza normal, N}) \cdot (\text{distancia recorrida, m})$$

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Microestructura

La microestructura del acero M3/2 sin reforzar consta de una matriz de martensita y carburos VC y M_6C , como se observa en el espectro de difracción de rayos X de la figura 1a). Como muestra la figura 1b), al añadir NbC aparece el pico de difracción asociado a esta fase, mientras que las intensidades de los picos correspondientes a la ferrita y al carburo M_6C no se modifican. Sin embargo, se observa un desplazamiento de los picos de difracción correspondientes a los carburos VC hacia ángulos de Bragg inferiores, que se asoció con una incorporación de niobio en estos carburos, que da lugar a la formación de un carburo mixto (Nb,V)C.

En la figura 2a) se presenta una micrografía correspondiente al material sin reforzar que muestra la presencia de tres fases: 1) La fase gris continua que correspondería a la matriz de martensita. 2) Pequeñas partículas redondas y brillantes de tamaño inferior a $0,5 \mu\text{m}$, las cuales al ser ricas en V corresponderían a carburos VC. 3) Partículas claras de tamaños comprendidos entre 1 y $2 \mu\text{m}$, las

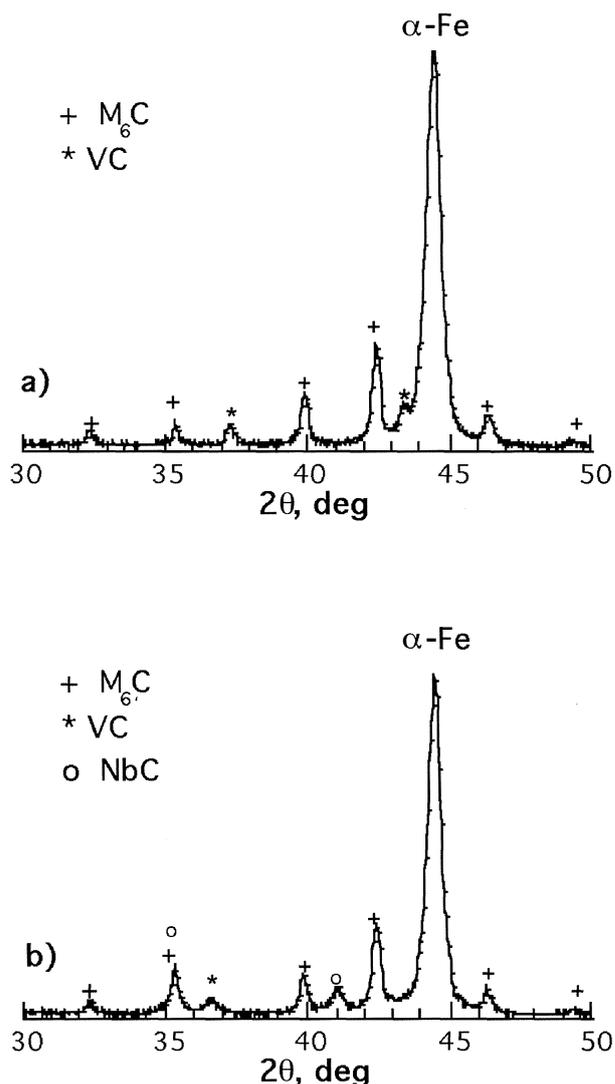


Figura 1. Diagrama de difracción de rayos X para el acero M3/2. a) sin reforzar y b) reforzado con 10 % NbC.

Figure 1. X-ray diffraction pattern for M3/2 steel. a) unreinforced and b) reinforced with 10 % NbC.

cuales, al ser ricas en molibdeno y wolframio corresponderían a carburos M_6C .

Los materiales reforzados con NbC presentan una microestructura similar a la anterior, como se observa en la figura 2b). Dentro de lo que fueron originariamente partículas de polvo de acero M3/2, se encontraron carburos de vanadio (VC) y carburos M_6C . En la zona donde se encuentra el refuerzo, se observan, además de partículas de NbC de hasta varias micras de tamaño, numerosos puntos negros correspondientes a óxidos. Aunque estos óxidos se forman durante el proceso de atomización, su cantidad aumenta considerablemente durante la molienda. Esta oxidación difícilmente puede asociarse al proceso de HIP porque los

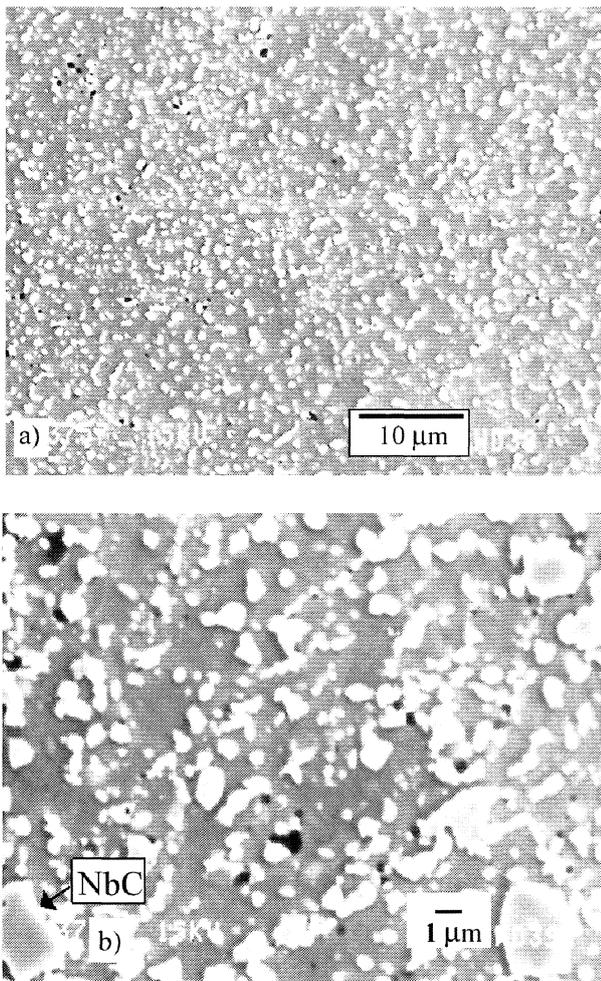


Figura 2. Microestructura del material compactado isostáticamente en caliente. a) sin reforzar y b) reforzado con 10 % de NbC.

Figure 2. Microstructure of the material hot isostatically pressed a) unreinforced and b) reinforced with 10 % NbC.

polvos están encapsulados herméticamente al vacío y el gas presurizador utilizado fue argón de alta pureza. Por último, se observan partículas esféricas de muy pequeño tamaño, de composición similar a la matriz, en la intercara NbC/matriz. Estas partículas, al contrario que los óxidos, podrían ser beneficiosas para la resistencia de la interfase ya que garantizan la reacción NbC/matriz.

3.2. Comportamiento al desgaste

Para determinar la contribución exclusiva del refuerzo y eliminar la influencia de la martensita y de la segunda precipitación, se estudió la resistencia al desgaste de los aceros rápidos con cuatro contenidos de carburo de niobio en dos estados: después del HIP y tras dos tratamientos de revenido a 700 °C. Esta propiedad se evaluó a partir del

volumen de material eliminado, del coeficiente de fricción y del coeficiente de desgaste.

La pérdida de material se evaluó por los dos métodos anteriormente citados. En la figura 3 se ha representado el valor del volumen de material eliminado cuando se calcula a partir del valor del ancho de huella.

Esta figura muestra que los materiales sin revenir, que tienen una estructura martensítica como consecuencia del enfriamiento sufrido después del tratamiento de HIP, muestran un mejor comportamiento al desgaste que los materiales recocidos. Hay que hacer notar el notable incremento en el volumen de material eliminado durante el ensayo de desgaste como consecuencia de un revenido que, en la práctica, puede darse sencillamente al elevarse la temperatura como consecuencia del uso del material, por ejemplo, en un proceso de corte. Además, la figura muestra que los materiales revenidos mejoran su comportamiento al desgaste con la adición de refuerzo. Sin embargo, es difícil explicar el deterioro sufrido por los materiales después de la compactación por HIP, al aumentar el porcentaje de refuerzo, lo cual no es coherente con la función que desempeña el refuerzo en la matriz del material. El material de refuerzo, al ser más duro que la matriz, debería mejorar el comportamiento al desgaste a medida que aumenta su fracción en volumen, siempre que haya una buena integración matriz-refuerzo. El deterioro podría deberse a que haya poca integración matriz-refuerzo y se desprendan partículas de carburo que aumenten el desgaste del material. Sin embargo, se infiere una buena integración matriz-refuerzo dado que en los materiales revenidos sí se encuentra una mejora de las propiedades de desgaste al aumentar la fracción de volumen de refuerzo.

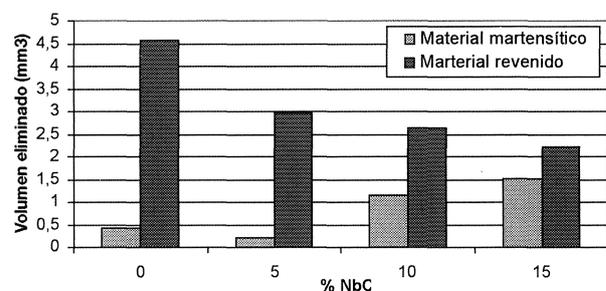


Figura 3. Volumen eliminado medido como ancho de huella en función del contenido de refuerzo.

Figure 3. Volume loss measured as wear track width as a function of reinforcement content.

Para entender cómo la adición de partículas de refuerzo puede mejorar o empeorar el comportamiento al desgaste del material base, según se someta éste a un tratamiento de revenido o no, se midió de nuevo el volumen eliminado durante el ensayo de desgaste pero, ahora, con ayuda de un perfilómetro. Los resultados se ofrecen en la figura 4 y se muestra que tanto el material sin recocer como el recocido mejoran su comportamiento al desgaste al aumentar el contenido en refuerzo. Además, al igual que en la figura 3, se observa que el volumen eliminado aumenta tras el revenido. Este resultado permite concluir que durante el ensayo *pin-on-disk* se produjo un desgaste de la bola que actúa como contramaterial, el cual aumentaría al aumentar la cantidad de refuerzo. Un mayor desgaste de la bola de alúmina determinaría que el área de contacto con la probeta aumentaría, lo que daría lugar a un aumento ficticio del ancho de huella. Este desgaste no afectaría tan decisivamente los resultados obtenidos con el perfilómetro pero, de todos modos, deben de ser tomados cualitativamente ya que no satisfacen las condiciones establecidas en la norma. Para solucionar este problema, debiera elegirse un contramaterial adecuado.

También se realizaron ensayos para determinar el coeficiente a fricción en todos los materiales, reforzados o no. En todos los casos los valores obtenidos son muy similares y estuvieron comprendidos entre 0,6 y 0,8. Dichos resultados no permitieron, pues, un análisis correcto de las propiedades de desgaste de los diversos materiales. Por ello, se recurrió a la determinación del coeficiente de desgaste. En la figura 5 se muestra la variación de

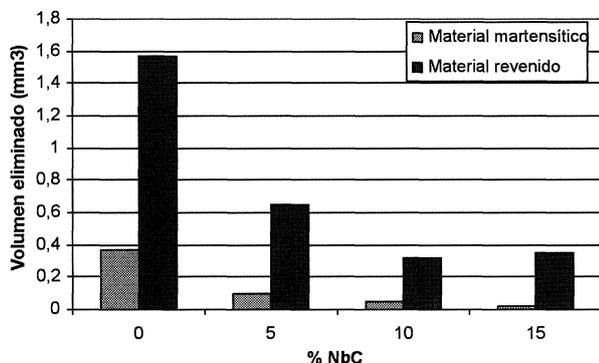


Figura 4. Volumen eliminado medido con el perfilómetro en función del contenido de refuerzo.

Figure 4. Volume loss measured by a profilometer as a function of reinforcement content.

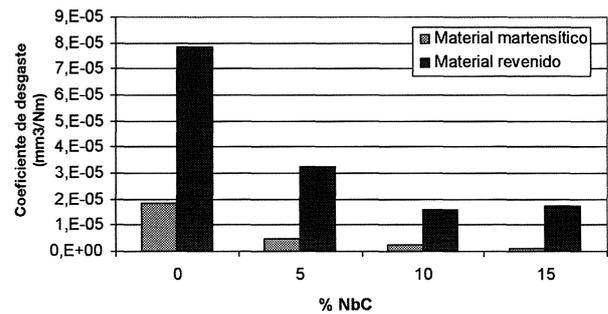


Figura 5. Coeficiente de desgaste en función del contenido de refuerzo.

Figure 5. Friction coefficient as a function of reinforcement content.

dicho parámetro en función del contenido de refuerzo. Se observa que, al igual que en la figura 4 con los valores de volumen eliminado, el coeficiente de desgaste de un material en estado martensítico es inferior al del estado de revenido. Además, para ambos estados, se observa una disminución del coeficiente de desgaste y, por lo tanto, una mejora del comportamiento al desgaste a medida que aumenta el contenido de carburo de niobio.

4. CONCLUSIONES

- El procesado de materiales compuestos de acero M3/2 y carburos de niobio por la ruta pulvimetalúrgica, incluyendo la molienda mecánica de polvo de ambos materiales y la compactación isostática en caliente, a 1.150 °C, del polvo resultante, permite desarrollar materiales compuestos con una fina y homogénea distribución de partículas de carburo en una matriz de ferrita/martensita.
- Para obtener una medida fiable del valor del volumen eliminado es necesario medir el perfil de huella.
- Una exposición de los distintos materiales a altas temperaturas produce un notable deterioro de las propiedades de desgaste en todos los materiales, el cual es especialmente fuerte en el material sin reforzar. El material con un 15 % de refuerzo, tras ser revenido, presenta un comportamiento al desgaste similar al del material sin reforzar tras la compactación.
- La incorporación de carburo de niobio mejora las propiedades al desgaste del acero rápido tanto en el estado martensítico como en el de revenido. Además, bajo las mismas condiciones

de tratamiento térmico se produce una disminución del volumen de material eliminado y del coeficiente de desgaste, a medida que se incrementa la fracción de volumen de partículas de refuerzo.

Agradecimientos

Los autores agradecen a la CICYT la subvención proporcionada para realizar esta investigación, proyecto MAT2003-05108, y a la fundación IN-ASMET por la realización de los resultados de perfilometría.

REFERENCIAS

- [1] G. HOLEY, *High Speed Steels*, Butterworth, London, 1988.
- [2] E. PAGOUNIS Y V.K. LINDROSS, *Mater. Sci. Eng. A246* (1988) 221-234.
- [3] D.J. BELTZ, *Metall Powder Rep.* 43 (1998) 193.
- [4] M.M. OLIVEIRA Y J.D. BOLTON, *J. Mater. Processing Tech.* 92-93 (1999) 15-20.
- [5] E. GORDO, A. RUBIO, F.J. VELASCO Y J.M. TORRALBA, *J. Mater. Sci. Lett.* 19 (2000) 2.011-2.014.
- [6] K.I. PARASHIVAMURTHY, R.K. KUMAR, S. SEETHARAMU Y M.N. CHANDRASEKHARAIHAH, *J. Mater. Sci.* 36 (2001) 4.519-4.530.
- [7] ASTM International: Norma ASTM G99-95a:2000.