

Desarrollo de aceros reforzados con carburos primarios vía metalurgia líquida

I. Agote*, M. Gutiérrez*, M. Orbegozo*, M. Asensio*, J.I. Erauskin**, L.Á. Erausquin**
J.I. Echeverría** y J. Roncal**

Resumen Para que el reforzamiento de los aceros con carburos primarios vía metalurgia líquida sea técnicamente viable se requiere del desarrollo de un tipo de producto reforzante sólido, adecuado para su incorporación al acero, así como de la optimización de dicha vía metalúrgica de adición del producto reforzante al material base en estado líquido. Además, la mejora de características de la aleación reforzada es función directa de la naturaleza de las partículas, de su homogénea y uniforme distribución en la matriz y del tamaño y morfología regular de las mismas. Estas condiciones se consiguen cuando las partículas de carburo se elaboran previamente mediante la técnica SHS (*selfpropagating high temperature synthesis*) y se añaden al baño de acero líquido previo a su colada en moldes o lingoteras.

Palabras clave Acero. Carburos primarios. Fusión. Solidificación. Mojabilidad. Dispersión. Reforzamiento.

Fabrication of primary carbides reinforced steel by liquid metallurgy

Abstract The steel reinforcement by means of the addition of primary carbides via liquid metallurgy needs to fulfil two essential requirements to be technically viable: the development of a solid reinforcing product which is appropriate to be mixed with the steel and the optimisation of the metallurgic addition of these reinforcing particles into the liquid steel. Besides, the improvement of the reinforced alloy characteristics is directly related to the particles' nature of reinforcing particles, their homogeneous and uniform distribution in the matrix and their size and morphology. The manufacture of these carbides by SHS ('Self propagating High temperature Synthesis') and their addition before steel is poured into moulds allows achieving the above-mentioned conditions.

Keywords Steel. Primary carbides. Melting. Solidification. Wettability. Dispersion. Reinforcement.

1. INTRODUCCIÓN

Las piezas y productos composites metal-cerámica, obtenidos por pulvimetalurgia y formados mediante la introducción de cerámicas de elevada dureza en las matrices de metales base más blandos, han merecido una amplia aceptación por sus propiedades de resistencia al corte y al desgaste^[1]. Las cerámicas que más normalmente se utilizan para estas aplicaciones son carburos de metales refractarios como los de titanio, tungsteno, zirconio, etc.^[2]

Por otra parte, las mejoras que se podrían obtener, a través del reforzamiento con partículas du-

ras, en las propiedades de las aleaciones estructurales y recubrimientos superficiales, como un incremento de la resistencia mecánica, al desgaste, estabilidad térmica, etc., son también aceptadas y reconocidas^[3].

De entre estos materiales cerámicos de refuerzo, uno de los más atractivos es el carburo de titanio, por su elevada dureza, estabilidad térmica y baja densidad, pero la incorporación de partículas de este carburo en productos como materiales de recubrimiento, *cermets* y productos metálicos fundidos (elaborados o semielaborados) presenta grandes dificultades técnicas, debido a su escasa mojabilidad y tendencia a la segregación^[4 y 5].

(*) Fundación Inasmet

(**) Fundiciones del Estanda, S.A.

Por otra parte, dichas partículas deben poseer la suficiente estabilidad tanto a temperaturas bajas como a altas, para que no se deterioren en caliente o se descompongan en el seno de la matriz metálica^[6 y 7].

Con el propósito de intentar superar algunas de estas dificultades y analizar las posibilidades de disponer de una tecnología adecuada para la fabricación de materiales férreos de mayores prestaciones que los actualmente existentes, Fundiciones del Estanda, S.A. e INASMET llevan a cabo un proyecto de investigación en el que se consiguen piezas de acero moldeado con una matriz reforzada con partículas microscópicas (3-8 μ) a base de carburos de titanio, obtenidas previamente por SHS y añadidas al acero líquido en el horno de fusión.

Mediante este reforzamiento de la matriz metálica (por ejemplo martensítica, después del tratamiento térmico correspondiente) con partículas de carburos de elevada dureza, del orden de 5 veces mayor que la del constituyente citado, se pretende y se consigue, entre otros objetivos, incrementar sensiblemente la resistencia al desgaste por abrasión del acero.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las partículas de carburos del tipo (MoTi)C a añadir al acero líquido de base, aglomeradas en un envoltorio de hierro, se han obtenido mediante la tecnología SHS (*selfpropagating high temperature synthesis*) a partir de materiales que contienen los elementos constitutivos de dichas partículas. De este material de adición, en torno al 70 % lo constituye el carburo (constituyente gris de la figura 1), mientras que el restante 30 % es hierro (constituyente blanco).

El acero líquido de base, cuya composición química tipo (en %) se indica en la tabla I, se ha preparado en hornos de inducción de media frecuencia. Tanto la fusión de las materias primas como la adición de los carburos y la posterior colada en los moldes se han realizado bajo la atmósfera circundante. La adición se realiza de acuerdo al siguiente procedimiento secuencial:

a) Puesta a punto del material a ser añadido. El material de refuerzo Fe(MoTi)C, en proporción de hasta un 10 %, en peso, de la carga total del horno, se tritura a una granulometría de 2-10 mm.

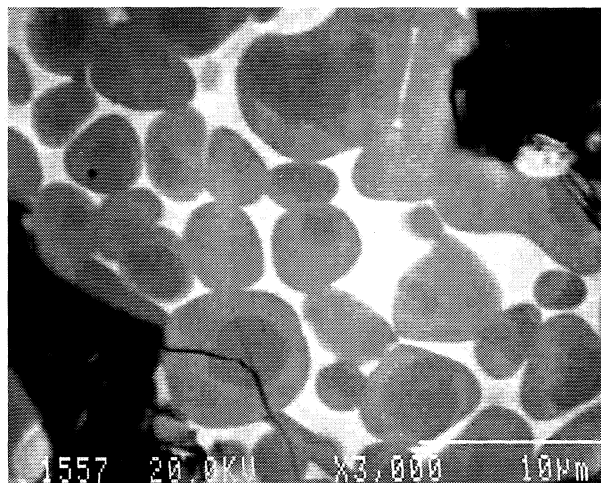


Figura 1. Fe(MoTi)C obtenido por SHS.

Figure 1. Fe(MoTi)C obtained by SHS.

Tabla I. Composición química del acero base, % en masa

Table I. Base steel chemical composition, mass %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
0.15	0.22	0.87	0.011	0.009	5.60	0.02	0.88

- b) Fusión del acero de base, en este caso, medianamente aleado al Cr-Mo para su posterior tratamiento térmico de temple al aire y revenido.
- c) Adición del material de refuerzo. Se inicia cuando la carga del horno se encuentra en estado líquido y a una temperatura unos 150 °C superior a la de *sólidus*. El modo operativo de la adición es similar al de cualquier otro material que se aporta en el proceso metalúrgico convencional (ferroaleaciones, metales más o menos puros, etc.) para el ajuste de la composición química de las aleaciones férreas.
- d) Una vez que se ha completado la adición, el material líquido resultante, acero+carburos de refuerzo, se procesa de manera convencional, procediéndose a su colada en moldes para la solidificación de las piezas, desmoldeo de las mismas, rebaba, tratamiento térmico, etc.

Esta última operación consiste, en el caso de este acero, en un temple al aire desde 970 °C y un revenido en el rango de temperaturas de 580-650 °C, todo ello después de un recocido de ablandamiento a 1.050 °C que se realiza seguidamente al desmoldeo.

La caracterización del material obtenido se lleva a cabo mediante el microscopio óptico y electrónico, los durómetros Vickers y Rockwell, el péndulo Charpy, el difractor de rayos X para la determinación del contenido de austenita, el dilatómetro para la determinación de las temperaturas de transformación de fases y la máquina de ensayo de caracterización tribológica.

3. RESULTADOS

3.1. Carburos en la matriz

En la figura 2 se aprecia la presencia de numerosas partículas microscópicas y poligonales en la matriz del acero, tanto en estado *as cast* como después del tratamiento térmico de bonificado.

Analizadas estas partículas al microscopio electrónico de barrido, su composición coincide con la de los carburos añadidos al acero líquido. Dichos carburos originales se encuentran exentos de cromo, así como los resultantes. Asimismo, el tamaño también es similar. La única diferencia reside en su

morfología: mientras los originales son esferoidales, los resultantes son poligonales.

Se puede apreciar también que aunque algunos de los carburos se localizan en las juntas de grano primarias, otros muchos son intragranulares. La dureza de estos carburos, difícil de precisar por su pequeño tamaño, aunque se utilice el microdurómetro Vickers con carga de 50 grs., sobrepasa valores de 2.000 HV.

3.2. Microestructura de la matriz

En estado *as cast*, la microestructura de la matriz (Fig. 3) del acero está compuesta mayoritariamente por martensita-bainita, con un 20 % de austenita (determinado por difracción) y algo de perlita nucleada en juntas de grano, con 620-730 HV_{0,1} de dureza en zonas exentas de carburos. Sorpresivamente, la perlita, de morfología nodular o troostítica, es más abundante en el borde de la pieza, que ha estado en contacto con la arena del molde y, lógicamente, la zona de mayor velocidad de enfriamiento.

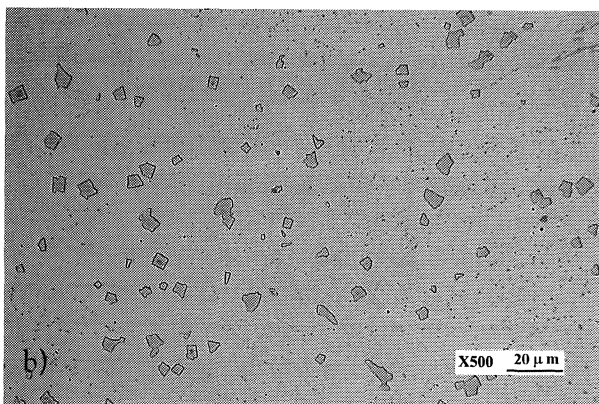
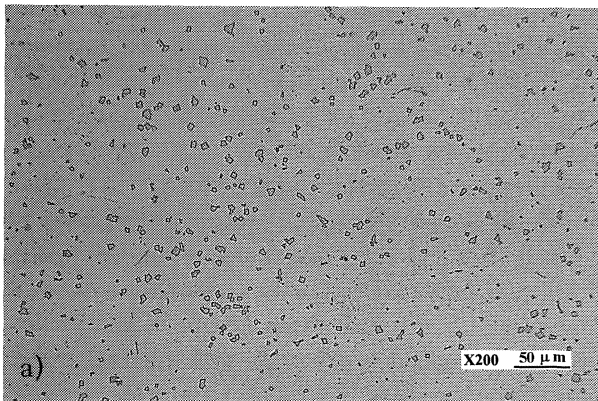


Figura 2. Micrografías (sin ataque) del acero reforzado. Carburos poligonales dispersos.

Figure 2. Reinforced steel micrographies (unetched). Dispersed polygonal carbides.

Rev. Metal. Madrid Vol. Extr. (2005) 53-57

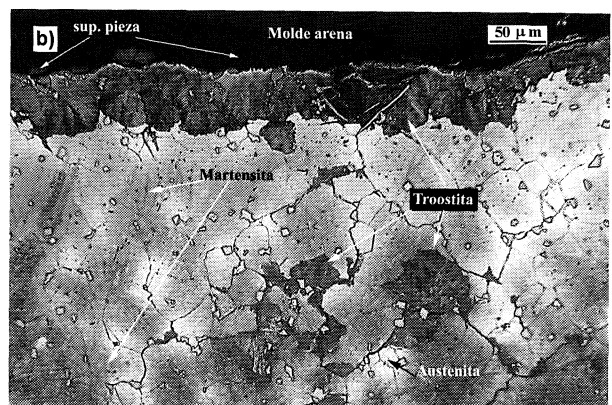


Figura 3. a) Microestructura del núcleo; b) Microestructura del borde.

Figure 3. a) Core microstructure; b) Surface microstructure.

Sometido el acero *as cast* a un tratamiento típico de recocido (más de 10 h a 1.050 °C, con enfriamiento muy lento) se obtiene una microestructura de perlita laminar, con valores de dureza de 219-309 HV_{0,1}.

Partiendo de dicha perlita de recocido, su comportamiento microestructural frente a los tratamientos térmicos de temple (al aire) y revenido se asemeja al del resto de aceros de similar composición, tal como se puede apreciar en la figura 4 a).

Sin embargo, la dilatometría de la figura 4 b) de una muestra en estado *as cast* demuestra que aún a 50 °C/h de velocidad de enfriamiento (muy baja), no existe transformación perlítica.

En dicho estado *as cast*, la dureza del material es de 60 HRC con unos valores de resiliencia muy bajos, mientras que después del bonificado se alcanzan valores de 50 HRC y resiliencias de 25 julios. De todas formas, en piezas moldeadas (con bebedero, canales de colada, mazarotas, machos, etc.) de 100 mm. de espesor no se ha detectado ningún indicio de agrietamiento provocado por las tensiones de solidificación o las de las posteriores transformaciones.

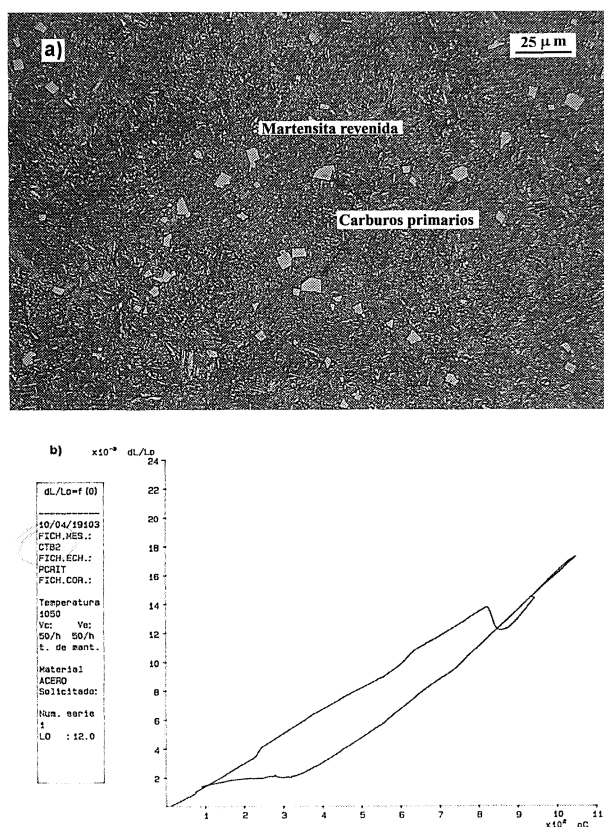


Figura 4. a) Martensita revenida y carburos; b) Dilatometría del acero *as cast*.

Figure 3. a) Tempered martensite and carbides; b) Dilatometry of the 'as cast' steel.

Por otra parte, la resistencia al desgaste por frotamiento con cerámicas abrasivas como el corindón, se incrementa en torno al 70-100 % con respecto a la de los aceros de similar composición (0,40-0,60 % C), también bonificados pero sin carburos primarios.

4. DISCUSIÓN

En cada trozo mínimo de material cerámico añadido al baño de acero líquido existen del orden de 100 partículas individuales de carburo de unas 5 micras de tamaño. En vista de las microestructuras resultantes de solidificación, se deduce que la envolvente de hierro que las aglomera se funde en el baño, incorporándose a él, y los carburos se desagregan y se dispersan en el mismo. El cambio que se percibe, fundamentalmente, entre antes de la adición y el resultado final, es el de la morfología, que pasa de esferoidal a poligonal. Este hecho, unido al de que el acero de base pasa de ser ferrito-perlítico (composición hipoeutectoide) a totalmente perlítico (propio de composición eutectoide) después del recocido, hace pensar que se produce algún grado de reacción (física y química) de dichos carburos en el seno del acero líquido.

Por lo demás, la inserción metalúrgica de cada partícula de carburo en la matriz del acero, es decir, la cohesión de la intercara entre ambos, puede considerarse adecuada, tanto antes como después de los diversos tratamientos térmicos, pudiéndose deducir de este hecho que dicha inserción, así como las propias partículas, son térmicamente estables. Además, se puede observar que muchas de éstas han actuado de núcleos de solidificación de los granos primarios del metal base, teniendo en cuenta, por añadidura, que la configuración cristalográfica del carburo de titanio y de la austenita es similar (fcc)^[9].

La singularidad en las transformaciones de la matriz del acero en estado sólido, traducida fundamentalmente en su elevada templabilidad, puede ser debida, aún a falta de confirmar este extremo, al estado de esfuerzo al que se ve sometido dicho acero desde su solidificación, por el efecto de la existencia de partículas muy duras e indeformables insertas en la matriz^[10-12].

5. CONCLUSIONES

- Es posible fabricar aceros hipo o eutectoides con carburos primarios del tipo (MoTi)C, de elevada dureza, de pequeño tamaño (en torno a

las 5 micras), insertos en la matriz y dispersos en ella, por la técnica de adición de dichos carburos, previamente elaborados por SHS, al acero cuando éste se encuentra en estado líquido y la colada estática de éste en moldes.

- De esta forma se consigue un reforzamiento sensible del acero que se traduce fundamentalmente en una mejora importante de su resistencia al desgaste por abrasión o frotamiento.
- La presencia de los carburos primarios afecta al comportamiento de la matriz del acero en cuanto a sus curvas de transformación en estado sólido, aunque esto no incrementa su propensión al agrietamiento.

REFERENCIAS

- [1] J.R. TINKLEPAUGH Y W.B. CRANDALL, *Cermets*, Eds., Reinhold Publishing Corporation, NY (1960) p. 146.
- [2] W.M. STEEN, *Future Developments of metals and ceramics*, Eds. J. A. Charles *et al.* London (1992) p. 261.
- [3] A. KELLY y N.H. MACMILLAN, *Strong Solids*, 3rd Edition, Oxford Science Publications (1986) p. 123.
- [4] B.S. TERRY y O.S. CHINYAMAKOBVU, *Mater. Sci. Technol.* 8 (1992) 399-405.
- [5] J.V. WOOD, K. DINSDALE, P. DAVIES y J.L.F. KELLIE: *Mater. Sci. Technol.* 11 (1995), 1.315-1.320.
- [6] H.J. HEINE, *Foundry Management Technol.* 85 (1987) 25-29.
- [7] T.Z. KATTAMIS y T. SUGANUMA, *Mater. Sci. Eng. A* 128 (1990) 241-252.
- [8] www.ropine.com/chapter8, *Introduction and Background on Transition Metal Carbides*, pp. 1-18.
- [9] ROBERTT E. REED-HILL, *Principios de Metalurgia Física*, 2^a Edición, Compañía Editorial Continental, S.A., México (1979), 578-579
- [10] H.K.D.H BHADESHIA, *J. Mater. Sci.* 17 (1982) 383-386
- [11] M. STRANGWOOD y H.K.D.H BHADESHIA, *Nucleation of ferrite at ceramic/steel interfaces*, University of Cambridge, 466-470.