

INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO EN LA FRACTURA DE UNA FUNDICION DE HIERRO MULTIALEADA

A. Ziadi, F. J. Belzunce, C. Rodriguez y J. Riba

E. P. S. de Ingeniería
Universidad de Oviedo, Campus universitario, 33203 Gijón

Resumen. Las fundiciones de hierro blanco multialeadas son unos productos, que se obtienen mediante métodos de moldeo, y que contienen una gran cantidad de elementos de aleación fuertemente carburígenos con objeto de lograr una microestructura muy dura, en la que sobresale la presencia de una importante cantidad de diferentes carburos, uniformemente repartidos, dispersos en una matriz martensítica. Su tratamiento térmico idóneo consiste en una austenización seguida de un temple y dos tratamientos de revenido sucesivos, cuyo objetivo principal es elevar la dureza final del producto y eliminar completamente la austenita retenida. En este trabajo se ha evaluado la influencia de la variación de las temperaturas de revenido sobre las propiedades mecánicas de estas fundiciones, que se han medido a base de ensayos de tracción, dureza, tenacidad a la fractura y ensayos de compresión en caliente. El análisis de las superficies de fractura nos ha permitido determinar los micromecanismos de fallo operativos en cada caso.

Abstract. Multicomponent white cast irons contain many kinds of strong carbide forming elements in order to obtain a very hard microstructure, characterized by the presence of different carbides, well dispersed in a martensitic matrix. The heat treatment of these products consists in high temperature austenization followed by a quenching and two temperings, as it is required with the aim of increasing their overall hardness and to completely eliminate residual austenite. The influence of tempering temperature on the mechanical properties of these products, which were determined using tensile, hot compression and fracture toughness tests, was studied in this research work. Their corresponding failure micromechanisms were defined by means of the analysis of fracture surfaces.

1. INTRODUCCIÓN

Las fundiciones blancas aleadas con cromo y níquel son unos productos muy demandados por la industria minera, mineralúrgica y metalúrgica en virtud de su alta dureza y resistencia a la abrasión, que se obtiene a partir de una microestructura caracterizada por un alto contenido de carburos primarios o eutécticos junto con una fase predominantemente martensítica [1,2]. En la actualidad, la creciente demanda de una mayor productividad y calidad de los productos se dirige hacia el desarrollo de materiales con mayores prestaciones. Surgen así las fundiciones blancas multialeadas, que se elaboran añadiendo porcentajes importantes de elementos fuertemente carburígenos, tales como el cromo, vanadio, molibdeno, wolframio, etc. [3], con la finalidad de obtener una microestructura constituida por carburos de extrema dureza dispersos en una matriz que todavía contiene un porcentaje suficiente de carbono como para permitir su temple y lograr, de este modo, una fase totalmente martensítica, también con una dureza suficiente.

El conformado de todos estos productos se realiza mediante moldeo, directamente a partir del caldo líquido. Siendo fundiciones hipoeutécticas, su solidificación comienza con la formación de dendritas

de austenita y termina con la formación de diversos constituyentes eutécticos (γ +MC, en los caldos ricos en niobio y vanadio, γ +M₇C₃, cuando existe una proporción apreciable de cromo, γ +M₂C y γ +M₆C, en el caso de los caldos ricos en wolframio y molibdeno). En el enfriamiento posterior, en virtud de la típica pérdida de solubilidad de la austenita con la disminución de la temperatura, precipitan cantidades significativas de estos mismos carburos.

El tratamiento térmico de estas fundiciones consiste en una austenización a una temperatura lo suficientemente alta como para disolver la mayor parte de los carburos que han precipitado en el enfriamiento posterior al moldeo. De este modo se obtiene una austenita muy aleada y con un alto contenido en carbono, muy templable, que se transforma parcialmente en martensita en el enfriamiento de temple. Queda, sin embargo, después del temple, una fracción importante de austenita retenida, que debe eliminarse tras dos o más tratamientos de revenido. En el curso de estos tratamientos de revenido 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, después de dos o tres revenidos, unos productos con una dureza

final comprendida entre 600 y 800 unidades Vickers [4,5].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La composición química de la fundición utilizada en este trabajo se muestra en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del producto (% en peso)

%C	%Mn	%Si	%S	%P
1.7-1.9	0.5-07	0.9-1.1	<0.025	<0.025
%Ni	%Cr	%Mo	%W	%V
0.7-0.9	7.5-8.5	3-4	1.5-2.5	4-5

Esta fundición fue austenizada, templada y, finalmente, se utilizaron diferentes temperaturas de revenido (siempre dos revenidos), con objeto de modificar la dureza final del producto dentro de un rango que se consideró satisfactorio. La figura 1 muestra la microestructura típica de estos productos que, como se expuso en el apartado anterior, consta de una fase dendrítica de martensita revenida y carburos eutécticos de los tipos MC, M_7C_3 y M_6C .

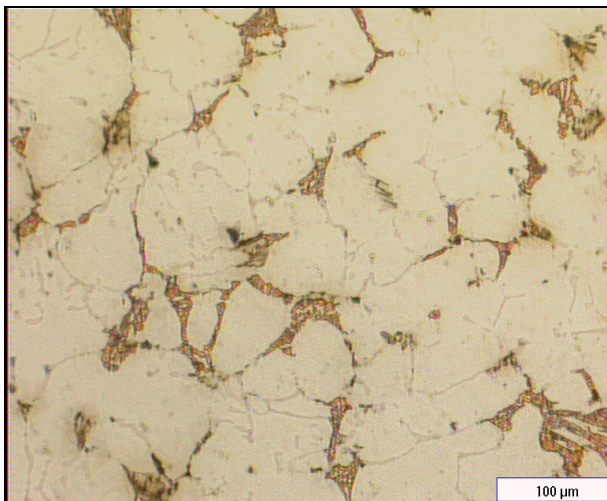


Fig.1. Microestructura de la fundición multialeada

La figura 2 muestra la variación de la dureza de la fundición con el parámetro de revenido de Hollomon, $P=T(20+\log t)$, que tiene en cuenta el efecto conjunto de la temperatura (K) y el tiempo (h) de los dos tratamientos de revenido. El gráfico da cuenta del continuo descenso de la dureza de la fundición con el parámetro de revenido.

No se aprecian diferencias microestructurales significativas entre estos cuatro tratamientos. El efecto principal del incremento de la temperatura de revenido ($T1 \rightarrow T4$), que se manifiesta en la continua disminución de la dureza del producto, consiste en el engrosamiento de los pequeños carburos que precipitan en el curso de este tratamiento térmico. Sobre cada uno de estos cuatro productos, se han efectuado ensayos de tracción, compresión en caliente

y tenacidad a la fractura. Los ensayos de tracción se ejecutaron de acuerdo a la norma ASTM E8M-92 sobre probetas cilíndricas de 6 mm de diámetro y 60 mm de longitud en su zona calibrada, bajo una velocidad de desplazamiento de 1 mm/min.

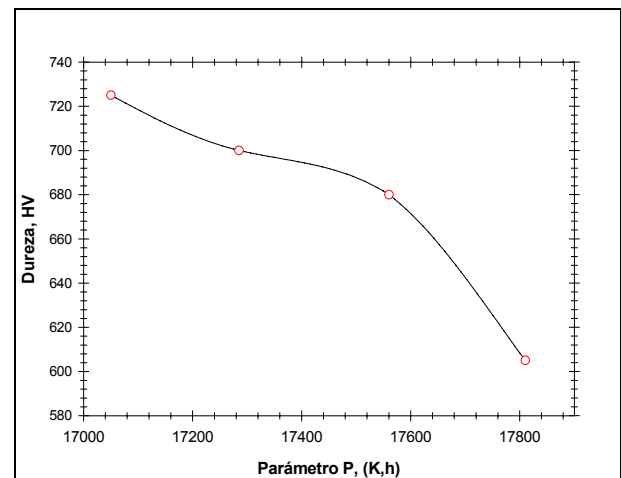


Fig.2. Evolución de la dureza Vickers con el parámetro de revenido

Los ensayos de compresión en caliente se realizaron a 500°C de acuerdo con las norma ASTM E9 y E209 sobre unas probetas de 5 mm de diámetro y 6 mm de longitud, bajo una velocidad de desplazamiento de 1 mm/min. Se utilizaron probetas extraídas en la dirección radial y transversal del producto fundido. Los ensayos se realizaron con la ayuda de un horno dotado de un regulador de temperatura, que se acopló a la máquina de ensayos, con el que se calentó la probeta a un ritmo de 5°C/min hasta alcanzar los 500°C, temperatura que se mantuvo durante un tiempo de 30 min. antes de empezar el ensayo de compresión. Una vez finalizados estos ensayos se realizó un ensayo sin probeta en las mismas condiciones, con objeto de determinar la deformación del conjunto de bloques y barras de aplicación de la carga y, por sustracción, obtener la deformación real experimentada por las probetas en estos ensayos.

Finalmente, los ensayos para la determinación de la tenacidad a la fractura se realizaron de acuerdo con las normas ESIS P2-92 y ASTM E399-90 sobre probetas tipo SENB de sección cuadrada de 15 mm de lado. Todas las probetas fueron preagrietadas por fatiga.

3. RESULTADOS

3.1. Ensayos de tracción

La tabla 2 muestra los resultados de los ensayos de tracción (resistencia mecánica, σ_R , alargamiento A y estricción, Z) de los distintos tratamientos térmicos efectuados. Se destaca la baja ductilidad de todos estos productos y el descenso de las características resistentes de la fundición revenida a la temperatura

más alta (T4), que a su vez era la que había mostrado una menor dureza.

Tabla 2. Resultados de los ensayos de tracción

Trat. Ter.	HV	σ_R (MPa)	A (%)	Z (%)
T1	725	748	0.30	0.23
T2	700	782	0.37	0.27
T3	680	----	----	----
T4	605	647	1.00	0.50

El examen de las superficies de fractura de estas probetas en el microscopio electrónico de barrido (figuras 3 y 4) muestra, en todas ellas, una rotura de tipo intergranular, asociada a la red de carburos, que constituyen la fase matriz de estas fundiciones. No se observan diferencias apreciables entre los distintos tratamientos térmicos

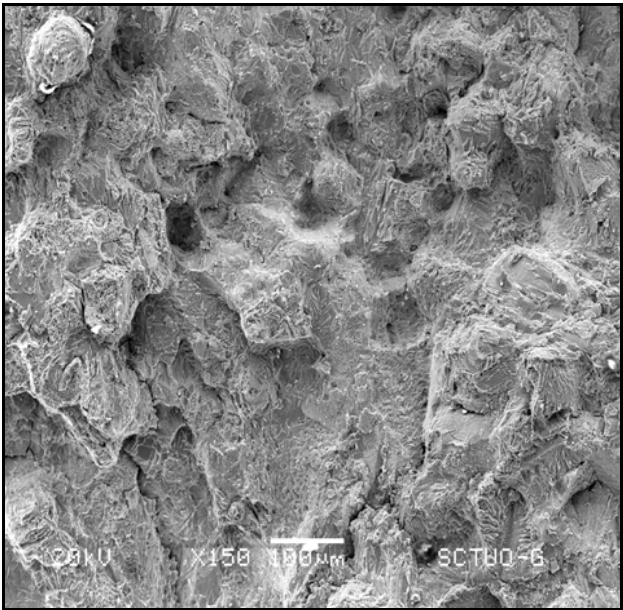


Fig.3. Aspecto general de las fracturas a tracción (T2)

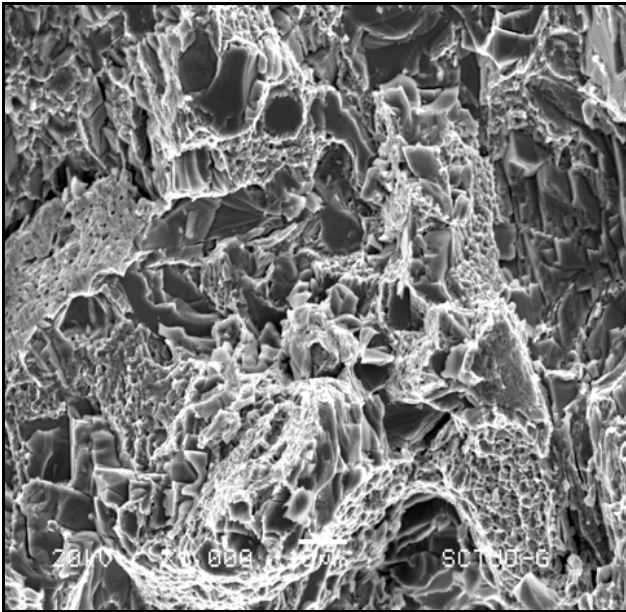


Fig. 4. Detalle de las fracturas a tracción (T3)

3.2. Ensayos de compresión

Los resultados de los ensayos de compresión se muestran en la figura 5 y en la tabla 3 (límite elástico, σ_y , resistencia a compresión, σ_R , y acortamiento, A). Dado que no se han visto diferencias importantes entre las direcciones radial y tangencial del producto fundido, los resultados que se recogen en la tabla 3 se refieren a las probetas extraídas en el sentido radial. Por otro lado, como se había indicado en el apartado anterior, los gráficos de la figura 5 y los valores del acortamiento a compresión, A, han sido corregidos, utilizando para ello un ensayo realizado sin probeta en las mismas condiciones que los demás.

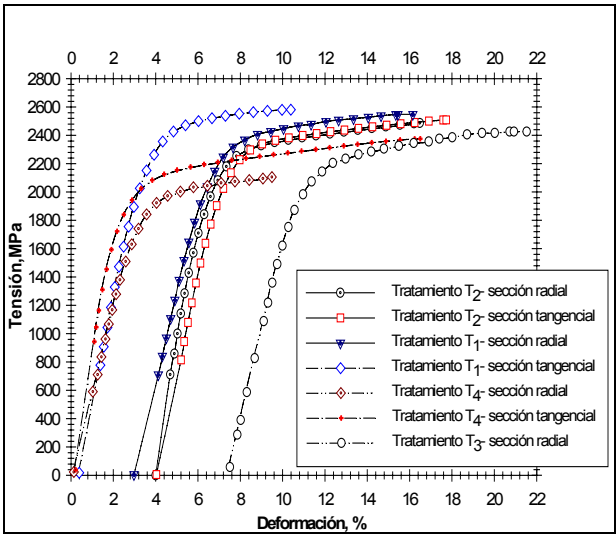


Fig. 5. Gráficos tensión-deformación a compresión a 500°C una vez corregida la flexibilidad de la máquina y accesorios.

Tabla 3. Resultados de los ensayos de compresión a 500°C

Trat. Ter.	HV	σ_y (MPa)	σ_R (MPa)	A (%)
T1	725	1982	2546	12.5
T2	700	1800	2481	13
T3	680	1777	2362	9.5
T4	605	1640	2069	14

Es importante destacar el extraordinario comportamiento que ha mostrado la fundición multialeada en los ensayos de compresión realizados a 500°C, en virtud de los altísimos valores del límite elástico y de la resistencia a la compresión, junto con el comportamiento relativamente dúctil que mostraron todas estas probetas ya que, como se mostraba en la tabla 3 y en la figura 5, la rotura de éstas se produjo tras acortamientos plásticos superiores al 10%.

Por otro lado, la figura 6 pone de manifiesto la proporcionalidad existente entre la resistencia a la compresión a 500°C y la dureza medida a temperatura ambiente.

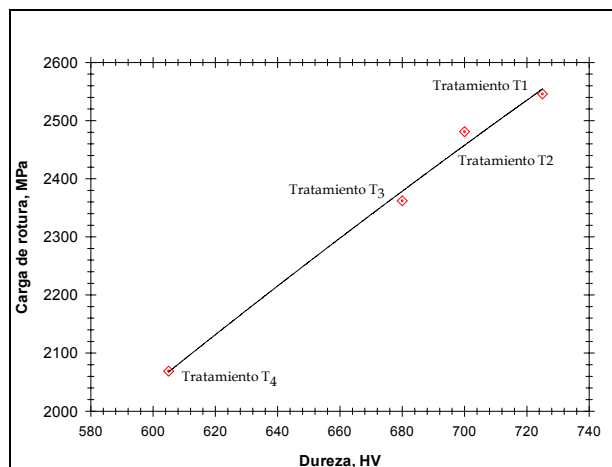


Fig. 6. Relación entre la resistencia a la compresión a 500°C y la dureza a temperatura ambiente.

La rotura de las probetas en los ensayos de compresión en caliente tuvo lugar siempre a través de un plano liso situado a 45° del eje de aplicación de la carga, es decir, sobre el plano en el que opera la tensión tangencial máxima. Tal y como se refleja en la figura 7, la superficie de fractura apenas muestra detalles morfológicos característicos, excepto los grandes huecos promovidos por el despegue de las intercaras entre los carburos y la fase dendrítica y las pequeñas microcavidades que aparecen en ésta última fase a consecuencia del desprendimiento de los pequeños carburos precipitados en el curso de los tratamientos de revenido.

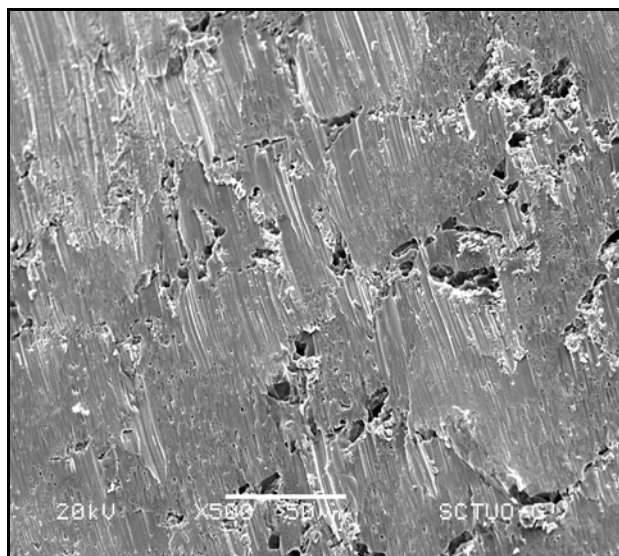


Fig. 7. Superficie de fractura típica de los ensayos de compresión en caliente a 500°C

Resulta interesante destacar que, al contrario de lo que se describirá en el caso de los ensayos de fractura que se expondrán en el apartado siguiente, la fracción de la

superficie de fractura asociada a la presencia de carburos es claramente inferior a la que se había observado sobre la superficie pulida, lo que nos indica que la fractura en los ensayos de compresión en caliente tiene lugar, mayoritariamente, a través de la fase dendrítica de martensita revenida. La rigidez y dureza extremas de los carburos presentes en estas microestructuras limita su deformación y promueve que la rotura tenga lugar a lo largo de la fase más débil, aunque, como ya se ha citado, la intercara entre los carburos y la fase martensítica es también especialmente débil y se descohesiona en el curso de este tipo de roturas.

3.3. Ensayos de tenacidad a la fractura

Los ensayos para la determinación de la tenacidad a la fractura de la fundición multialeada dieron siempre lugar a comportamientos del tipo elástico lineal, caracterizados por la rotura brusca de la probeta agrietada cuando se alcanzaba el valor crítico del factor de intensidad de tensiones. Tal y como se expone en la tabla 4, todos los ensayos se ejecutaron en condiciones de deformación plana y de plasticidad restringida, de manera que se ha podido determinar la tenacidad a la fractura de todos estos productos ($K_Q = K_{Ic}$).

Tabla 4. Resultados de los ensayos de tenacidad a la fractura

Trat. Ter.	HV	K_Q (MPa√m)	P_{max}/P_Q	$B > 2.5(K_Q/\sigma_y)^2$
T1	725	28	1.00	SI
T2	700	29	1.00	SI
T3	680	26	1.00	SI
T4	605	26	1.00	SI

Se aprecia que la tenacidad a la fractura de esta fundición apenas varía con el tratamiento térmico, aunque se constata un ligero aumento de esta propiedad al incrementar, vía tratamiento térmico, la dureza de estos productos. Por otro lado, es preciso destacar los altos valores de la tenacidad a la fractura de esta fundición multialeada, cuando se comparan con los valores que en la literatura técnica consultada se adjudican a las fundiciones blancas martensíticas, que están comprendidos en el rango 14-20 MPa√m [6,7].

La figura 8 muestra el aspecto general de la rotura de una de estas probetas. Predomina la fractura de tipo intergranular, a través de la matriz de carburos, que ya se había mostrado en el caso de los ensayos de tracción (fig. 3). El detalle fractográfico de la figura 9 da cuenta, con una mayor claridad, del carácter intergranular de la fractura de todas estas probetas: se observa nitidamente una red casi continua de carburos rotos de un modo completamente frágil (rotura por clivaje), con grietas secundarias muy visibles, donde también es patente la separación o despegue de la intercara carburo/fase dendrítica. La fase dendrítica

(martensita revenida), que aparece aislada (regiones discontinuas) en estas fractografías, muestra infinidad de microcavidades que le confieren un aspecto de fractura dúctil.

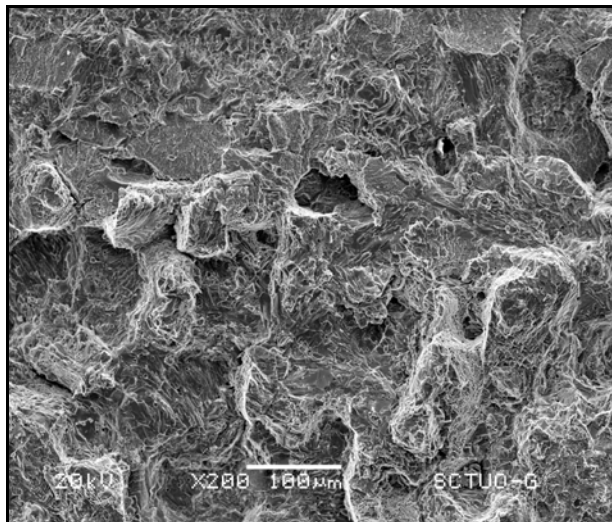


Fig. 8. Aspecto general de la fractura de la fundición en los ensayos de tenacidad

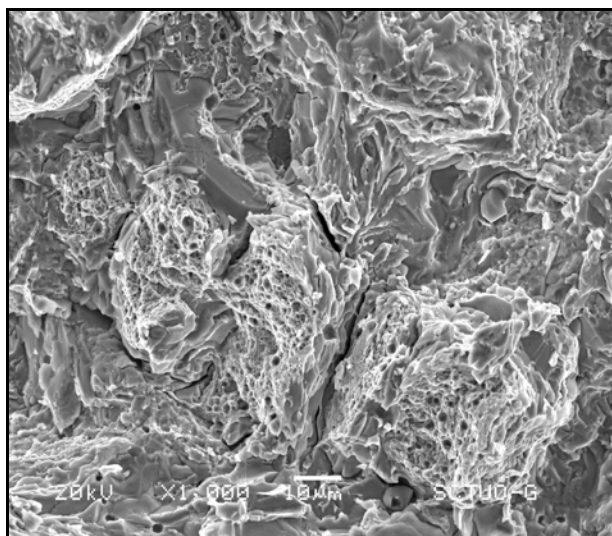


Fig. 9. Detalle de la fractura de la fundición en los ensayos de tenacidad

La rotura frágil intergranular, debida al clivaje o al despegue de la intercara carburo/fase dendrítica, se asocia a la presencia de los carburos eutécticos, que constituyen la fase matriz de esta fundición (véase la figura 1). A este respecto, del mismo modo que otros autores [7,8,9], hemos podido comprobar que la fracción de carburos sobre la superficie fracturada es apreciablemente mayor que la que se ha medido sobre la superficie pulida, lo que evidencia que las grietas, en su progresión, siguen preferentemente estas fases más frágiles. En cambio, las regiones rotas de aspecto dúctil (microcavidades de tamaño inferior a un micrómetro) tiene lugar cuando la grieta en progresión cruza las

regiones dendríticas de martensita revenida, que actúan como regiones más tenaces que, si bien no las detienen, al menos dificultan el avance de las grietas. Por otro lado, la presencia de microcavidades es el resultado de la descohesión y posterior extracción de los pequeños carburos esféricos, muy finos, que han precipitado en estas regiones en el curso de los tratamientos de revenido.

El ligero descenso de la tenacidad a la fractura constatado para las temperaturas de revenido mayores (tratamientos T3 y T4) está propiciado por el ligero incremento del tamaño de los carburos precipitados, que da lugar al agrandamiento de estas microcavidades. Algunos autores [10] incluso han destacado que la presencia de carburos secundarios es negativa desde el punto de vista de la tenacidad de las fundiciones blancas al inhibir el movimiento de las dislocaciones, aunque un segundo motivo podría ser el que facilitan el avance de las grietas en virtud de su descohesión con la fase matriz.

4. CONCLUSIONES

El estudio de la variación del comportamiento mecánico de una fundición blanca multialeada con los tratamientos de revenido (variación de su dureza) condujo a las conclusiones siguientes:

Estas fundiciones, después de un tratamiento térmico conveniente, son unos productos muy duros y poco dúctiles, cuya resistencia a la tracción disminuye al hacerlo su dureza (al aumentar las temperaturas de revenido).

El comportamiento a compresión en caliente (500°C) de estas fundiciones es excelente: sus características resistentes son muy altas y su ductilidad supera normalmente el 10%, habiéndose constatado una relación lineal entre la resistencia a la compresión a 500°C y la dureza a temperatura ambiente del producto.

La tenacidad a la fractura de estas fundiciones es relativamente alta si se compara con el de las fundiciones blancas convencionales de microestructura parecida y, además, esta propiedad apenas se modifica con el tratamiento térmico.

La fractura de estos productos es de tipo intergranular, ya que preferentemente tiene lugar a través de los carburos, en virtud de su carácter más frágil, y de las intercara entre los carburos y la fase dendrítica de martensita revenida, que descohesiona bajo las fuertes tensiones locales que se desarrollan en el frente de la grieta. Por el contrario, la fractura de las regiones dendríticas es de tipo dúctil con abundantes microcavidades creadas en virtud de la descohesión de los pequeños carburos precipitados durante los tratamientos de revenido.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la fundación FICYT del Principado de Asturias la financiación del proyecto de investigación referenciado como PC-CIS-1-14 y a la empresa Fundición Nodular S.A. la elaboración del material que ha sido utilizado en este estudio.

REFERENCIAS

- [1] Tabrett C.P. y Sare I.R., “Fracture toughness of high-chromium white irons: Influence of cast structures”, J. Mat. Scie., 35, 2069-2077 (2000).
- [2] Zhang M.X, Kelly P.M. y Gates J.D., “The effect of heat treatment on the toughness, hardness and microstructure of low carbon white cast irons”, J. Mat. Scie., 36, 3865-3875 (2001).
- [3] Matsubara Y. Y Hashimoto M., “Metallurgical aspect of multicomponent white cast irons for hot rolling mill rolls”, Iron & Steel Met., 35-41 (enero, 2003).
- [4] Hwang K.C., Lee S. y Lee H.C., “ Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls”, Mat. Scie. and Eng, A254, 282-295 (1998).
- [5] García J. et al., “Caracterización del tratamiento térmico de cilindros de acero rápido”, 39th Rolling Seminar, 2002, Ouro Preto, Brasil.
- [6] Bradley W.L. y Srinivasan M.N., “Fracture and fracture toughness of cast irons”, Int. Metal Rev., 35, 3, 129-161 (1990).
- [7] Zum Gahr K.H. y Doane D.V., “Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast irons”, Met. Trans., 11A, 613-620 (1980).
- [8] Sare R., “Abrasion resistance and fracture toughness of white cast irons”, Met. Tech., 412-419, (Nov. 1979).
- [9] Oh H., Lee S, Jung J.Y. y Ahn S., “Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of duocast materials composed of high-chromium white cast iron and low chromium steel”, Met. and Mat. Trans., 32A, 515-524 (2001).
- [10] Tabrett C.P., Sare I.R., Ghomashchi M.R., “Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys”, Int. Mat. Rev., 41, 2, 59-82 (1996).