

Influencia de diversos tratamientos térmicos en la microestructura de una fundición blanca con alto contenido en cromo*

I. Fernández-Pariente** y F.J. Belzunce-Varela**

Resumen

En este trabajo de investigación se ha pretendido optimizar el tratamiento térmico de una fundición blanca alta en cromo, con el propósito de obtener un producto con una elevada dureza (resistencia al desgaste). Para ello, se ha cuantificado y justificado el efecto de la variación de las temperaturas de mantenimiento en las diferentes fases de su tratamiento térmico (revenidos simples y dobles, por un lado, y temple más uno y dos revenidos, por otro) sobre la microestructura y la dureza del citado material. Se ha demostrado la necesidad de realizar el tratamiento completo de temple, seguido de dos revenidos con objeto de obtener las propiedades óptimas del producto.

Palabras clave

Tratamiento térmico. Fundición alta en cromo. Microestructura. Austenita retenida.

Influence of different heat treatments on the microstructure of a high chromium white cast iron

Abstract

The aim of this research work was the heat treatment optimization of a high chrome white cast iron in order to obtain a final product with a high hardness (wear resistance). The effect of modifying the maintenance temperature during the different phases of the heat treatment (simple and double temperings and quenching followed by one or two temperings) on the microstructure and hardness of this product was evaluated. The necessity of performing the whole heat treatment, a quenching and a double tempering, was demonstrated in order to obtain the optimal properties of the product.

Keywords

Heat treatment. High chrome white cast iron. Microstructure. Retained austenite.

1. INTRODUCCIÓN

Las fundiciones blancas aleadas con cromo son productos muy demandados por las industrias minera, mineralúrgica, siderúrgica y cementera, en virtud de su alta dureza, resistencia a la abrasión y resistencia a la oxidación/corrosión, que se obtienen por moldeo y se caracterizan por poseer unas microestructuras formadas a base de un alto contenido de carbu-

ros eutécticos, junto a otra fase predominantemente martensítica^[1 y 2]. Estas fundiciones se utilizan mucho en las industrias minera y cementera, en aquellas situaciones en las que el producto debe soportar simultáneamente acciones de desgaste abrasivo e impactos, como ocurre en las instalaciones de trituración y molienda, clasificación granulométrica o sistemas de bombeo de lodos abrasivos^[3]. En otras ocasiones, el empleo de estas fundiciones requiere

* Trabajo recibido el día 31 de octubre de 2005 y aceptado en su forma final el día 2 de junio de 2006.

** Escuela Politécnica Superior de Ingeniería de Gijón, Campus Universitario, 33203 Gijón. e-mail: inesfp@uniovi.es, Tfno. 985181992; e-mail: belzunce@uniovi.es, Tfno. 985182024.

Tabla 1. Composición química de fundición blanca alta en cromo**Table 1. Chemical composition of high chromium white cast iron**

	%C	%MN	%SI	%CR	%NI	%MO	%V	%P	%S	%MG
Capa	2.3-3	0.4-1.2	0.3-1.5	13-18	0.4-1.2	1-3	0-0.3	<0.04	<0.02	—

* La empresa colaboradora, Fundición Nodular S.A., no nos permite revelar la composición exacta del material utilizado en este trabajo.

* *The collaborator company, Fundición Nodular S. A., doesn't let us reveal the exact composition of the material used in this work.*

un buen comportamiento mecánico, dureza, resistencia al desgaste y tenacidad a temperaturas elevadas (200-600 °C), como es el caso de los cilindros de trabajo de los trenes de laminación que se utilizan en el conformado de las aleaciones metálicas^[4-6].

El conformado de todos estos productos se realiza mediante técnicas de moldeo, directamente, a partir del caldo líquido. Siendo habitualmente fundiciones hipoeutécticas, su solidificación comienza con la formación de dendritos de austenita y termina con la formación del constituyente eutéctico $\gamma+M_7C_3$. En el enfriamiento posterior, en virtud de la típica pérdida de solubilidad de la austenita con la disminución de la temperatura, precipitan cantidades importantes de estos mismos carburos^[7].

El tratamiento térmico de estas fundiciones consiste en una austenización a una temperatura a la que, o bien precipitan carburos o, por el contrario, se disuelven muchos de los carburos que habían precipitado en el enfriamiento posterior al moldeo (ocurrirá una u otra cosa según sea su composición química, tamaño de la pieza, condiciones de enfriamiento tras el moldeo, etc). De cualquier modo, tras el mantenimiento a elevada temperatura, se obtiene una austenita suficientemente aleada y con un contenido alto de carbono, 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, incluso, tres tratamientos de revenido con objeto de conseguir la necesaria estabilidad microestructural. En el curso de estos tratamientos de revenido tiene, además, lugar un significativo endurecimiento estructural (endurecimiento secundario), propiciado por la precipitación de carburos y la transformación de la austenita retenida en martensita. Se logran, así, unos productos con una dureza final comprendida entre 600 y 800 HV^[8-10].

Este trabajo ha tenido por objeto la definición del tratamiento térmico óptimo de una fundición blanca de alto cromo. Para ello, se han modificado las temperaturas de mantenimiento durante los tratamientos de temple y revenido y se ha controlado la microestructura de los productos obtenidos utilizando

microscopía óptica y electrónica de barrido, conteo de la fracción volumétrica de carburos, ensayos de difracción de rayos X, junto con la determinación de su dureza y microdureza Vickers.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La composición química de la fundición blanca con alto contenido en cromo utilizada en este trabajo, obtenida mediante espectrometría de emisión, se ha recogido en la tabla 1.

Partiendo de probetas con unas dimensiones aproximadas de 30x20x20 mm en estado de suministro (estado bruto de moldeo), se realizaron, en primer lugar, tratamientos térmicos de revenido a distintas temperaturas, simples (5 h) y dobles (5+5 h), seguidos de enfriamientos al aire. Posteriormente, se ejecutaron tratamientos térmicos de austenización, a diferentes temperaturas, variando igualmente el tiempo de mantenimiento, seguidos de temple y de sus correspondientes tratamientos de revenido (simples y dobles). Se han utilizado dos hornos de laboratorio Carbolite programables calentados por resistencia eléctrica.

La microestructura de todas las probetas tratadas térmicamente se analizó metalográficamente, utilizando un microscopio óptico Nikon Epiphot 200 y el análisis de imágenes Omnimet-Enterprise. La fracción volumétrica de carburos eutécticos se determinó mediante conteo manual de puntos, de acuerdo con la norma ASTM E562. El estudio microestructural se ha completado con el uso de un microscopio electrónico de barrido JEOL 5600 (Servicios Científico Técnicos de la Universidad de Oviedo) dotado de un microanalizador por energía dispersiva Oxford Inca Energy 200.

Se han realizado, también, ensayos de difracción de rayos X para conocer la cantidad, en porcentaje relativo, de austenita retenida (V_γ = volumen de austenita/volumen de austenita+martensita), de acuerdo a la norma ASTM E975, para lo que se ha supuesto que las fases martensita y austenita son las únicas fases presentes (no se tienen en cuenta la existencia

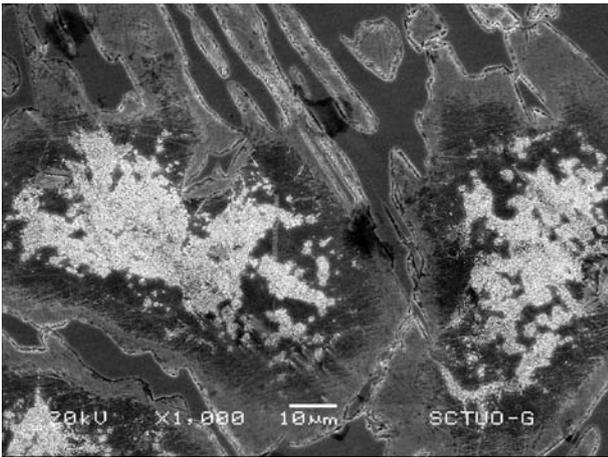


Figura 1. Fundición blanca alta en cromo en estado bruto de moldeo.

Figure 1. As cast high chromium white cast iron.

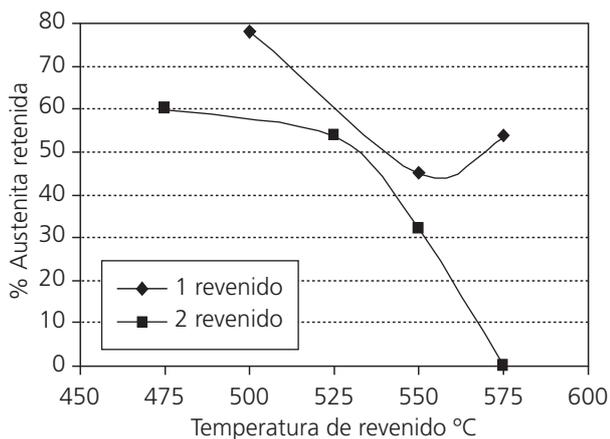


Figura 2. Porcentaje de austenita retenida en probetas sometidas a tratamientos de revenido simple y doble en función de la temperatura.

Figure 2. Percentage of residual austenite in specimens subjected to simple and double tempering treatments in function of temperature.

de los carburos, especialmente de los carburos precipitados, de difícil cuantificación en virtud de su tamaño muy pequeño). Para ello, se utilizó un difractor Phillips PW 1729-1710, con ánodo de cobre ($\lambda = 1.5406\text{\AA}$), con el que se realizó un barrido del ángulo 2θ desde 0 hasta 100° .

Finalmente, los ensayos de dureza se realizaron en un durómetro Hoytom mediante el método Vickers, bajo carga de 30 kg y las huellas resultantes se observaron en un proyector de perfiles, marca Nikon, modelo V12. Los valores de dureza determinados corresponden al valor medio de diez huellas.

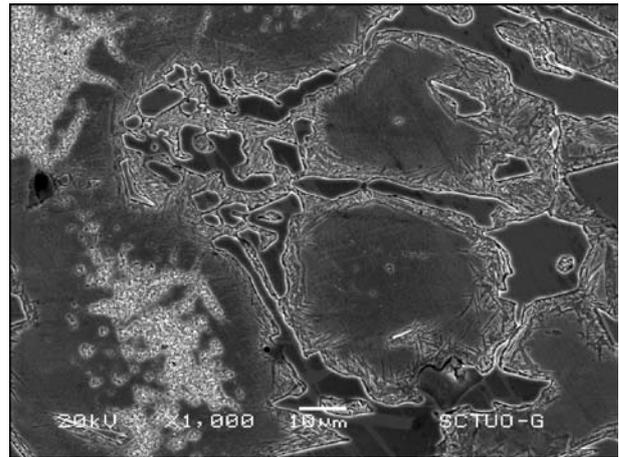


Figura 3. Fundición blanca alta en cromo con tratamiento de revenido a 500 °C. Vista general.

Figure 3. High chromium white cast iron with tempering treatment at 500 °C. General view.

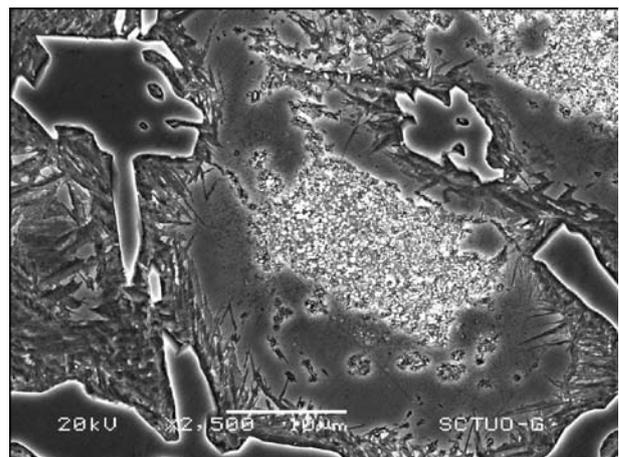


Figura 4. Fundición blanca alta en cromo con tratamiento de doble revenido a 500 °C. Región dendrítica.

Figure 4. High chromium white cast iron with double tempering treatment at 500 °C. Dendritic region.

3. RESULTADOS

3.1. Revenidos simples y dobles

La figura 1 muestra la microestructura general de la fundición de partida (en estado bruto de moldeo). El porcentaje de carburos eutécticos medido sobre varias de estas muestras según la norma ASTM E562, fue del 25 % con una desviación típica del 2 %. Por otro lado, mediante difracción de rayos X, se ha comprobado que, como cabía esperar, son carburos del tipo M_7C_3 . Este porcentaje de carburos, además, no se ha modificado con los tratamientos térmicos de revenido y de temple y revenido, que se han efectua-

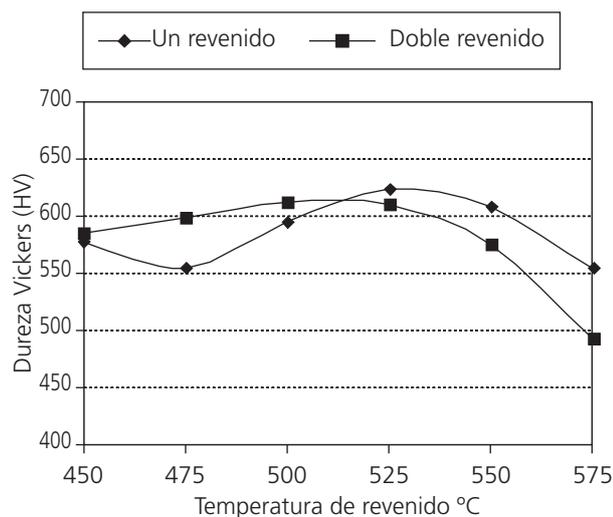


Figura 5. Comparación de la dureza en muestras sometidas a tratamientos de revenido simple y doble en función de la temperatura.

Figure 5. Comparison of hardness on specimens subjected to simple and double tempering treatments in function of temperature.

do posteriormente. También, mediante difracción de rayos X, se ha determinado que la muestra en estado bruto de moldeo tiene un 74 % de austenita retenida (recuérdese que estos datos están referidos a la mezcla austenita+martensita, es decir, no se tienen en cuenta los carburos siempre presentes).

En primer lugar se han realizados tratamientos de revenido simple y dobles (de 5 h de duración, cada uno) directamente sobre la estructura en estado bruto de moldeo. Los porcentajes de austenita retenida tras estos tratamientos en función de la temperatura de los mismos se muestran en la figura 2.

Las figuras 3 y 4 muestran las microestructuras típicas de la fundición tras los tratamientos de revenido simples y dobles. En las tres micrografías expuestas se observan cuatro regiones diferenciadas: carburos eutécticos, acumulaciones de pequeños carburos precipitados, martensita y austenita retenida. La única diferencia que cabe destacar es la disminución de la fracción volumétrica de austenita retenida al aumentar la temperatura de los tratamientos de revenido y, también, al efectuar el segundo tratamiento de revenido (véase la figura 2) aunque, de cualquier forma, el contenido de esta fase sigue siendo, en todos los casos, bastante elevado, llegando solo a desaparecer tras el doble revenido a 575 °C.

Por otro lado, la dureza media de la fundición blanca alta en cromo, en estado bruto de moldeo, presenta un valor de 611 HV, con una desviación típica de 18 unidades. Tras los tratamientos de reve-

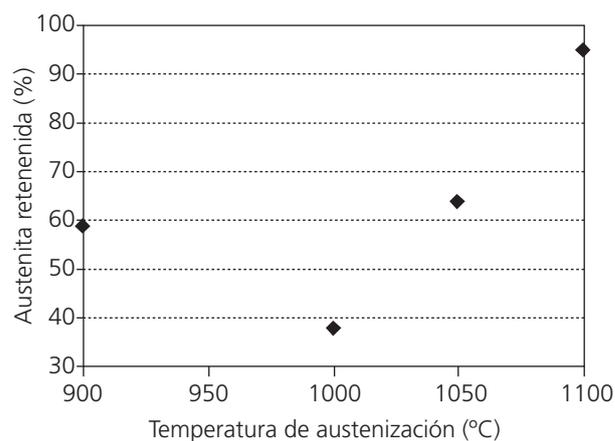


Figura 6. Porcentajes de austenita retenida en la fundición alta en cromo en función de la temperatura de austenización.

Figure 6. Percentage of residual austenite in high chromium white cast iron in function of austenization temperature.

nido simples y dobles, la dureza experimenta la evolución que aparece reflejada en la figura 5.

Se observan tendencias bastante similares en los valores de dureza para ambos tratamientos, alcanzándose los valores máximos, en los dos casos, en torno a los 500-525 °C. En esta gama de temperaturas, el valor de dureza coincide con la dureza del material en estado bruto de moldeo (611HV). El aumento inicial de la dureza con las temperaturas de revenido más bajas debe atribuirse a la transformación de la austenita retenida en martensita. Para temperaturas de revenido superiores a 525 °C, el tratamiento de revenido muestra ya el efecto esperado, es decir, la dureza empieza a decaer, obteniéndose siempre mayores valores de dureza en el caso del revenido simple.

3.2. Tratamientos de temple

La figura 6 muestra los porcentajes de austenita retenida respecto de la martensita, obtenidos en las muestras de fundición blanca alta en cromo, tras ser sometida al tratamiento térmico de temple (con 5 h de mantenimiento) a diferentes temperaturas.

Se aprecia un mínimo en el contenido de austenita retenida, a la temperatura de 1.000 °C, y un aumento fuerte, a partir de esta temperatura. Mientras que al calentar la muestra en estado bruto de moldeo a temperaturas inferiores a 1.000 °C se produce, sin duda, una precipitación de carburos que contribuye a disminuir el contenido de carbono y el grado de aleación de la austenita y favorecer, así, su transformación en el enfriamiento subsiguiente (mayor M_s), para las temperaturas superiores a los 1.000 °C ocurre ya lo contrario, la puesta en solución de los carburos precipitados: la austenita aumenta su contenido en carbo-

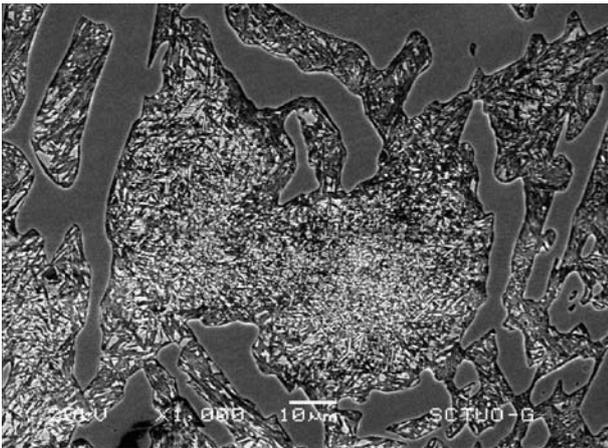


Figura 7. Fundición blanca alta en cromo con tratamiento de temple a 1.000 °C.

Figure 7. High chromium white cast iron with quenching treatment at 1.000 °C.

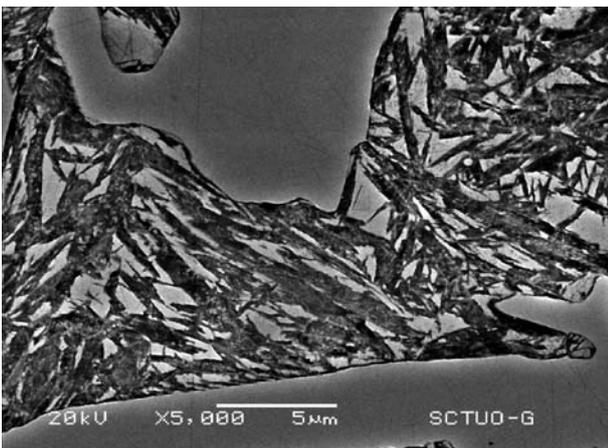


Figura 8. Fundición blanca alta en cromo con tratamiento de temple a 1.050 °C.

Figure 8. High chromium white cast iron with quenching treatment at 1.050 °C.

no y aleantes, estabilizándose. Estas variaciones de la solubilidad de los carburos con la temperatura y, también, con el tiempo de austenización han sido igualmente constatadas por otros investigadores sobre productos análogos^[10].

Analizando las microestructuras de esta serie de probetas templadas se observa que la probeta austenizada a 900 °C es bastante similar a la correspondiente al estado bruto de moldeo. Sin embargo, tras el temple a temperaturas más altas (950 °C y 1.000 °C), se incrementa la precipitación de carburos y disminuye, ya apreciablemente, la fracción de austenita retenida (Fig. 7).

Por otro lado, al continuar incrementando la temperatura de temple (1.050 °C y, especialmente, 1.100

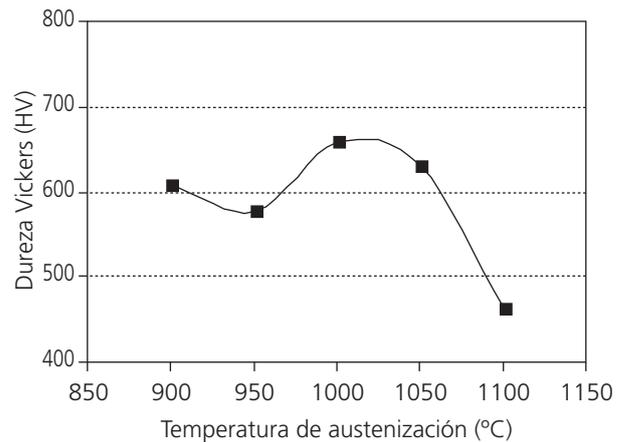


Figura 9. Variación de la dureza de la fundición alta en cromo en función de la temperatura de austenización.

Figure 9. Hardness variation in the high chromium white cast iron in function of austenization temperature.

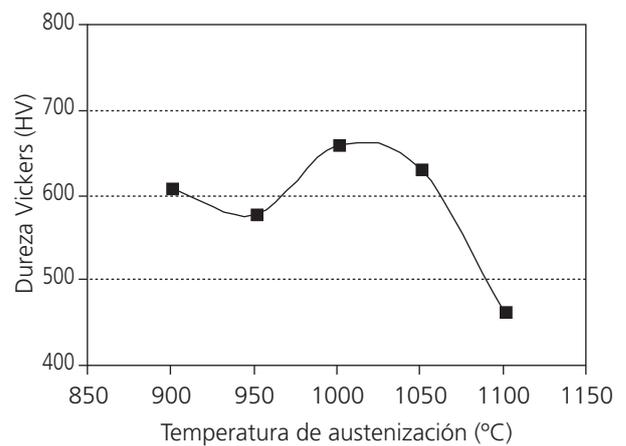


Figura 10. Relación entre la austenita retenida y la microdureza en las regiones dendríticas.

Figure 10. Relation between residual austenite and microhardness in dendritic regions.

°C), se observa la desaparición de la región caracterizada por la presencia de abundantes carburos dispersos, a expensas de un fuerte incremento de la fracción volumétrica de austenita retenida (Fig. 8).

La dureza de esta serie de probetas, templadas a distintas temperaturas, se presenta en la figura 9. Esta, muestra un apreciable endurecimiento que alcanza su máximo para la temperatura de austenización de 1.000 °C (659 HV, frente al valor de 611 HV, que se había medido en la fundición en estado bruto de moldeo) para, luego, caer rápidamente al utilizar temperaturas de austenización mayores.

Como cabía esperar, la microdureza de los carburos eutécticos no varía prácticamente con la temperatura de austenización, siendo estos resultados

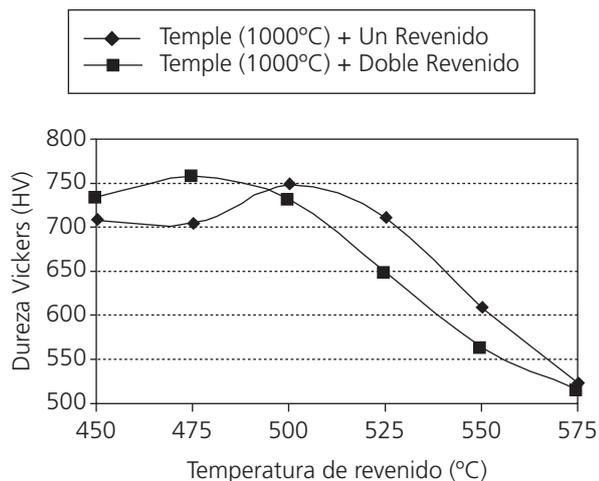


Figura 11. Comparación de la dureza de la fundición alta en cromo tras tratamiento de temple a 1.000 °C en función de los ciclos de revenido.

Figure 11. Hardness comparison of high chromium white cast iron after quenching treatment at 1.000 °C in function of tempering cycles.

similares a los que se habían medido sobre la probeta en estado bruto de moldeo (1.110 HV). La dureza de estas fundiciones depende, entonces, predominantemente de la microdureza de las regiones dendríticas. Esta sigue el mismo patrón que la macrodureza, de tal manera que se ha encontrado una relación directa entre los valores de la microdureza de las regiones dendríticas y la fracción de austenita retenida en las mismas, disminuyendo linealmente aquella a medida que aumenta la fracción volumétrica de austenita (Fig. 10).

De todos los tratamientos de temple aplicados a las probetas de fundición alta en cromo, el que proporciona una mayor dureza y microdureza es el efectuado a 1.000 °C, en virtud de la menor proporción final de austenita retenida que se consigue al realizar el tratamiento de austenización a esta temperatura, durante 5 h. De todos modos, teniendo en cuenta que una austenita más aleada, previsiblemente podría transformarse en los tratamientos de revenido, se pensó que aplicando un temple a 1.050 °C, también se podría conseguir una alta dureza en el producto final. Por ello, se estudiaron ambas posibilidades y los resultados obtenidos se detallan en el apartado siguiente.

3.3. Tratamientos de temple a 1000°C y 1050°C seguidos de revenidos simples y dobles

Las figuras 11 y 12 muestran, respectivamente, la dureza obtenidas en los tratamientos de temple a 1.000 y 1.050 °C, seguidos de uno y dos tratamientos

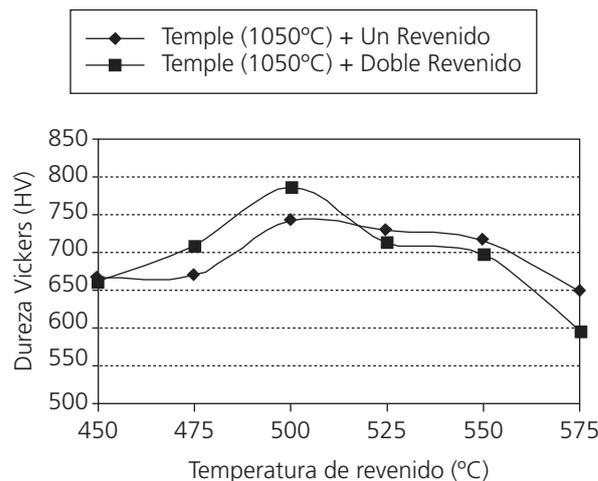


Figura 12. Comparación de la dureza de la fundición alta en cromo tras tratamiento de temple a 1.050 °C en función de los ciclos de revenido.

Figure 12. Hardness comparison of high chromium white cast iron after quenching treatment at 1.050 °C in function of tempering cycles.

de revenido. El análisis de la dureza de las probetas templadas a 1.000 °C seguidas de un revenido muestra un claro endurecimiento respecto a las probetas simplemente templadas (excepto para las temperaturas más altas, 550 °C y 575 °C), justificado por el endurecimiento secundario motivado por la precipitación de finos carburos, que tiene lugar durante el tratamiento de revenido y por la transformación de la austenita retenida en martensita en el enfriamiento subsiguiente. El endurecimiento máximo tiene lugar a la temperatura de 500 °C (749 HV). Lo mismo, ocurre en el caso de las probetas templadas a 1.050 °C y revenidas una sola vez, pero, en este caso, el endurecimiento tiene lugar en toda la gama de temperaturas ensayadas. La mayor dureza se alcanza, también en este caso, tras el revenido a 500 °C (742 HV).

Por otro lado, en ambos casos (tratamientos de temple a 1.000 y 1.050 °C), se observa que hasta temperaturas cercanas a 500 °C, los tratamientos de temple más doble revenido aportan una mayor dureza al producto que los tratamientos de temple seguidos de un solo revenido, mientras que para temperaturas de revenido superiores a 500 °C sucede lo contrario. Debe tenerse en cuenta que para las temperaturas de revenido más bajas, tras el primer tratamiento, aún queda una fracción todavía importante de austenita retenida, que se transforma en el curso del segundo revenido, lo que justifica el incremento de dureza observado en estos casos. El comportamiento observado a temperaturas superiores a los 500 °C es, ya, el habitual, de manera que el se-

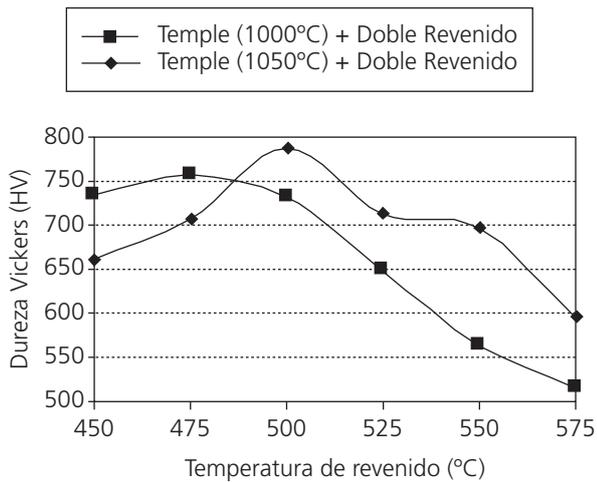


Figura 13. Comparación de la dureza de la fundición alta en cromo tras tratamiento de temple a 1.000 °C y 1.050 °C seguidos de dos revenidos a distintas temperatura.

Figure 13. Hardness comparison of high chromium white cast iron after quenching treatments at 1,000 °C and 1,050 °C and two tempering treatments consecutive.

gundo revenido ablanda ligeramente la estructura de la fundición.

La figura 13, compara los valores de dureza obtenidos tras los tratamientos térmicos de temple más doble revenido, considerando las dos temperaturas de austenización que se han estudiado (1.000 °C y 1.050 °C). Como se puede ver, se consiguen, normalmente, productos ligeramente más duros con el tratamiento de temple a 1.050 °C más doble revenido (dureza máxima igual a 788HV) que con el tratamiento de temple a 1.000 °C más doble revenido (dureza máxima, en este caso, igual a 759HV) y es, también, interesante destacar que la caída de dureza que tiene lugar al aumentar la temperatura de revenido es, apreciablemente, más suave cuando se realiza el temple desde 1.050 °C, lo que sin duda se justifica porque al estar la austenita más aleada, es más estable y la modificación microestructural en el curso del revenido exige temperaturas mayores.

La microestructura de las fundiciones tras temple y doble revenido se presentan en las figuras 14 y 15. Cabe destacar la desaparición completa de la austenita retenida de estas muestras, que ha sido confirmada mediante difracción de rayos X.

De cualquier manera, este trabajo confirma que de cara a conseguir una microestructura óptima y estable que proporcione una alta dureza no basta con revenir directamente la estructura en estado bruto de moldeo, de las fundiciones altas en cromo, sino que es necesario realizar el tratamiento completo de temple seguido de dos revenidos. Se obtienen, así, durezas máximas de 788 HV, tras temple desde

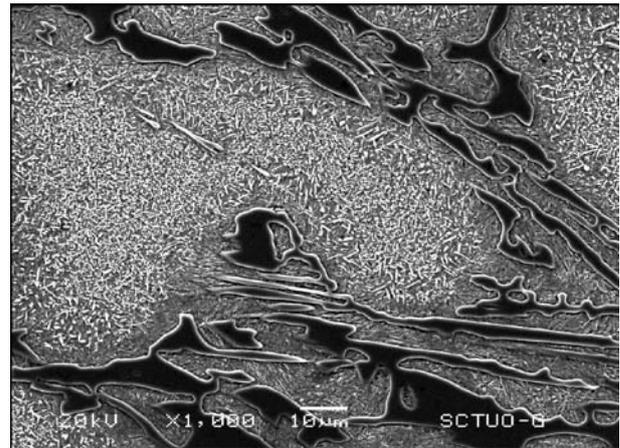


Figura 14. Fundición blanca alta en cromo con tratamiento de temple a 1.000 °C 5 h y doble revenido a 500 °C.

Figure 14. High chromium white cast iron with quenching treatment at 1,000 °C 5 h and double tempering at 500 °C.

1.050 °C y dos revenidos a 500 °C) y de 759HV, tras temple desde 1.000 °C y dos revenidos a 475 °C, muy superiores a las correspondientes al estado bruto de moldeo (611HV) y, también, a las máximas que se obtienen al aplicar directamente dos revenidos (612HV tras dos revenidos a 500 °C).

4. CONCLUSIONES

La dureza y microdureza de las fundiciones blancas con alto contenido en cromo resultan modificadas en el curso del tratamiento térmico de temple mostrando, ambas propiedades, un comportamiento similar para tiempos de austenización de 5 h, con sendos máximos a la temperatura de 1.000 °C. A partir de esta temperatura, se acentúa la puesta en solución de los carburos que habían precipitado en el enfriamiento posterior al moldeo y, de este modo, la austenita se enriquece en carbono y elementos de aleación y se estabiliza, de manera que la fracción de austenita retenida aumenta significativamente al hacerlo la temperatura.

En general, después del primer revenido se produce un aumento de la dureza y microdureza, en casi todo el rango de temperaturas de revenido, con respecto a las obtenidas tras el temple. Esto, es debido a la precipitación que tiene lugar durante el mantenimiento, a la temperatura de revenido, de un número considerable de carburos de pequeñas dimensiones en la zona central de los granos y a la transformación de la austenita retenida en martensita, que tiene lugar en el enfriamiento subsiguiente.

Tras los tratamientos de temple a 1.000 y 1.050 °C se observa que, hasta temperaturas cercanas a

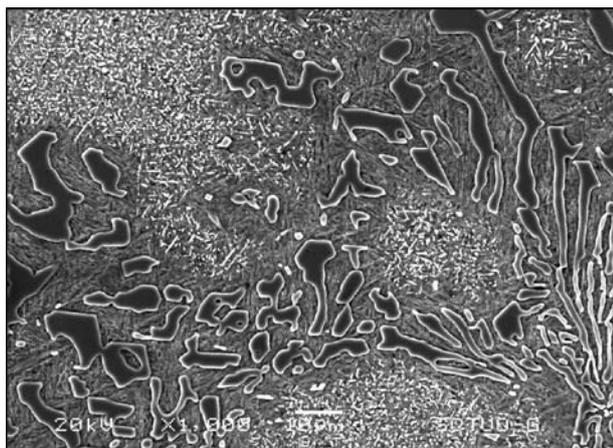


Figura 15. Fundición blanca alta en cromo con tratamiento de temple a 1.050 °C 5 h y doble revenido a 525 °C.

Figure 15. High chromium white cast iron with quenching treatment at 1,050°C 5 h and double tempering at 525 °C.

500 °C, los tratamientos de temple más doble revenido aportan una mayor dureza al producto que los tratamientos de temple seguidos de un solo revenido, mientras que para temperaturas de revenido superiores a 500 °C sucede lo contrario. La justificación de estos resultados reside en que, tras el primer tratamiento, queda todavía una fracción importante de austenita retenida que se transforma en el curso del segundo revenido. El comportamiento observado a temperaturas superiores a los 500 °C es, ya, el habitual, de manera que el segundo revenido ablanda ligeramente la estructura de la fundición.

Se consiguen, normalmente, productos ligeramente más duros con el tratamiento de temple a 1.050 °C más doble revenido que con el tratamiento de temple a 1.000 °C más doble revenido y es, también, interesante destacar que la caída de dureza que tiene lugar al aumentar la temperatura de reve-

nido es, apreciablemente, más suave cuando se realiza el temple desde 1.050 °C, lo que sin duda se justifica porque al estar la austenita más aleada, es más estable y la modificación microestructural en el curso del revenido exige temperaturas mayores.

Finalmente, este trabajo confirma que de cara a conseguir una microestructura óptima y estable, sin austenita retenida, que proporcione una alta dureza, no basta con revenir directamente la estructura en estado bruto de moldeo, sino que es necesario realizar el tratamiento completo de austenización y temple seguido de dos revenidos.

REFERENCIAS

- [1] C.P. TABRETT, I.R. SARE, Y M.R. GHOMACHCHI, *Int. Mater. Rev.*, 42 (1996) 59-82.
- [2] C.P. TABRETT Y I.R. SARE, *J. Mater. Sci.* 35 (2000) 2.069-2.077.
- [3] J. DODD Y J.L. PARKS, *Factors affecting the production and performance of thick section high chromium-molybdenum alloy iron castings*, Climax Molybdenum Co., U.S.A.
- [4] D. BLAZEVIC, *Hot strip mill operation. Vol. III*, Sun Lakes, Arizona, EE. UU., 2002
- [5] A. ZIADI, F.J. BELZUNCE, C. RODRÍGUEZ E I. FERNÁNDEZ, *Rev. Metal. Madrid* 41 (2005) 111-115.
- [6] A. MAMMERI, F.J. BELZUNCE, C. RODRÍGUEZ, M. TORRE, S. POVEDA, Y J. GARCÍA *Rev. Metal. Madrid* 39 (2003) 107-113.
- [7] O.N. DOGAN, J.A. HAWK Y G. LAIRD II, *Met. Mater. Trans.* 28A (1997) 1.315-1.328.
- [8] M.X. ZHANG, P.M. KELLY Y J.D. GATES, *J. Mater. Sci.* 36 (2001) 3.865-3.875.
- [9] G.L.F. POWELL Y J.V. BEE, *J. Mat. Sci.* 31 (1996) 707-711.
- [10] A. BEDOLLA-JACUINDE, L. ARIAS Y B. HERNÁNDEZ, *J. Mater. Eng. Perf.* 12 (2003) 371-382.