

Comportamiento en servicio de los aceros rápidos utilizados en la fabricación de los cilindros de trabajo de los trenes de bandas en caliente^(*)

A. Ziadi*, F.J. Belzunce*, C. Rodríguez* e I. Fernández*

Resumen Los cilindros de trabajo, que componen las diferentes cajas de los trenes utilizados en la laminación en caliente de bandas de acero, deben ser capaces de resistir unas acciones de servicio muy exigentes: fuertes tensiones térmicas y desgaste, junto con las acciones mecánicas propias de la laminación, que se desarrollan en presencia de grietas, generadas por las acciones anteriores. En este trabajo, se analiza la microestructura y el comportamiento mecánico de los aceros rápidos, materiales que han empezado a utilizarse recientemente en estas aplicaciones, comparándolas con las presentadas por el material al que pretenden sustituir, las fundiciones de alto cromo.

Palabras clave Aceros rápidos. Cilindros de laminación. Tren de bandas en caliente. Tenacidad. Microestructura.

Service behaviour of high speed steel rolling rolls used in hot strip mills

Abstract Work rolls used in hot strip mills may be able to carry out severe actions: very high thermal stresses and wear, along with mechanical stresses due to normal rolling loads, which developed in the presence of cracks, produced by the former actions. The microstructure and the mechanical behaviour (strength and toughness) of high speed steels, which recently have been introduced in this application, were studied in this work in comparison with high chromium cast irons.

Keywords High speed steels. Rolling rolls. Hot strip mill. Toughness. Microstructure.

1. INTRODUCCIÓN

La etapa fundamental de la laminación de productos planos de acero es la conversión de los desbastes de colada continua (de más de 200 mm de espesor) en chapa gruesa (alrededor de 2 mm de espesor), en los trenes de bandas en caliente (TBC), para lo que el desbaste debe calentarse a unos 1.250 °C con objeto de facilitar su deformación plástica. Un tren continuo de bandas en caliente consta de diferentes cajas de laminación, dispuestas en serie, en las que el desbaste se mueve, exclusivamente, en un único sentido, de tal manera que las sucesivas pasadas de laminación se realizan en cada una de las cajas que constituyen el tren, que consta, normalmente, de 4 o 5 cajas desbastadoras seguidas de 6-7 cajas acabadoras.

Los cilindros de trabajo de estos trenes están expuestos a unas condiciones de servicio muy exigentes, siendo especialmente intensas las sollicitaciones térmicas y el desgaste abrasivo. De cualquier modo, el aumento de la productividad de los cilindros se consigue extendiendo la duración de sus campañas (mayor número de toneladas laminadas por puesta) y disminuyendo la reducción de diámetro en las operaciones intermedias de mantenimiento, que se ejecutan mediante rectificado, para eliminar la región superficial dañada. Al acabar la campaña, se inspecciona visualmente la superficie de los cilindros, se rectifican y, a continuación, se controlan con líquidos penetrantes para asegurar que no queda defecto alguno, antes de colocarlos de nuevo en el tren. Cada par de cilindros se usa hasta que llegan a su diámetro mínimo, lo que define el número total de toneladas de chapa laminadas^[1].

(*) Trabajo recibido el día 29 de mayo de 2003 y aceptado en su forma final el día 29 de abril de 2004.

(*) Universidad de Oviedo, E.P.S. de Ingeniería, Campus Universitario, 33203 Gijón, España.

1.1. Acciones principales de servicio

A la salida de los hornos de recalentamiento la temperatura de la banda de acero es de unos 1.250 °C. De este modo, las condiciones de trabajo de un cilindro de laminación en caliente son enormemente exigentes: la superficie del cilindro se calienta desde unos 80 °C (ya, en situación estacionaria) hasta cerca de 600 °C, en 1 s y, al continuar su giro, en virtud del intenso riego con agua de refrigeración, se enfría hasta alcanzar de nuevo los 80 °C en unos 4 s [2 y 3]. Estas variaciones térmicas generan ciclos de fatiga térmica muy fuertes en las regiones más superficiales (afectan a una profundidad de 1-2 mm): cuando la superficie del cilindro se calienta rápidamente en contacto con la chapa caliente, aparecen tensiones longitudinales y circunferenciales de compresión, mientras que, por el contrario, cuando al continuar el giro del cilindro, el agua de refrigeración enfría súbitamente su superficie caliente, se crean tensiones circunferenciales y longitudinales de tracción en superficie (Fig. 1).

Las tensiones superficiales de tracción que se generan cíclicamente en cada giro del cilindro son lo suficientemente altas como para originar inevitablemente una maraña de grietas térmicas al cabo de un tiempo de trabajo corto. Estas grietas térmicas se ramifican internamente en virtud de los fuertes picos de compresión que existen en las regiones de contacto entre el cilindro de trabajo y el cilindro de apoyo (tensiones de Hertz, que implican picos de compresión incluso superiores a 2.000 MPa).

En este trabajo se ha analizado la microestructura y el comportamiento mecánico de los aceros rápidos que se están empezando a utilizar en esta aplicación.

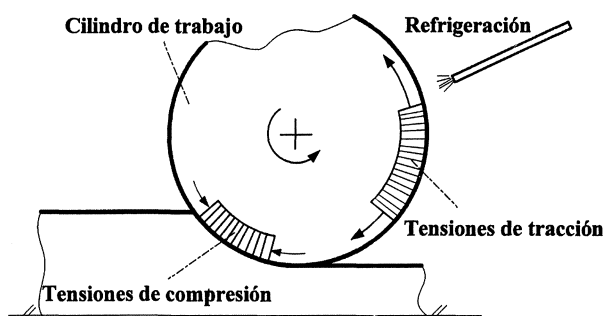


Figura 1. Tensiones térmicas sobre la superficie del cilindro de trabajo en el curso de la laminación de una banda de acero.

Figure 1. Surface thermal stresses on a working roll during steel strip hot rolling.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los cilindros de trabajo de los trenes de bandas en caliente, que se han utilizado en este trabajo, tienen 700-800 mm de diámetro y casi 5 m de longitud total. Se han fabricado utilizando la tecnología de moldeo centrifugado vertical: se vierte el caldo, al tiempo que se hace girar rápidamente el molde situado en posición vertical, de manera que, en virtud de la fuerza centrífuga, tiene lugar la solidificación del mismo en contacto con la pared del molde (capa superficial) y, cuando ésta se encuentra aún caliente, se vierte un segundo caldo, normalmente de fundición nodular, al tiempo que se detiene el giro del molde para que la solidificación del núcleo tenga lugar ya de manera estática. La capa exterior, de un espesor de unos 70-80 mm, es la que debe soportar las acciones de servicio más intensas y, por ello, recientemente, se están introduciendo nuevos productos con el fin de incrementar la productividad de los cilindros. En este trabajo se ha analizado la microestructura y se ha estudiado el comportamiento mecánico de la capa de un cilindro de trabajo de acero rápido (ARAP) en comparación con otro material de capa tradicionalmente utilizado en esta misma aplicación, como es la fundición de alto cromo (FAC). Todas las probetas se han obtenido de rodajas de capa extraídas de la región de la tabla próxima al cuello de los cilindros, tras su desmoldeo en frío.

La tabla I muestra las composiciones químicas de los dos productos analizados.

El tratamiento térmico normal de todos estos cilindros ha consistido en un temple seguido de un doble tratamiento de revenido, con objeto de eliminar por completo la austenita retenida y lograr así una microestructura uniforme, a base de carburos y martensita revenida.

La microestructura de todos estos materiales se analizó mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Los ensayos de dureza se realizaron mediante el método Vickers bajo carga de

Tabla I. Composición química de las fundiciones de alto cromo y los aceros rápidos

Table I. Chemical composition of the high chromium white cast iron and high speed steel

	% C	% Mn	% Si	% Cr	% Ni	% Mo	% V	% W
ARAP	1,6-2	0,5-1	0,8-1,2	6-9	0,7-1,2	3-4	4-5	1,5-2,5
FAC	2,3-3	0,7-1	0,6-1	15-19	1-1,5	1-1,4	0,1-0,4	-

30 kg y, para la medida de la microdureza, se empleó también el indentador Vickers bajo cargas comprendidas entre 50 y 200 g, dependiendo de la dureza de la fase a medir.

El resto de las propiedades mecánicas del acero rápido se determinaron mediante ensayos de compresión en caliente y de tenacidad a la fractura. Los ensayos de compresión en caliente se realizaron sobre probetas de 5 mm de diámetro y 6 mm de longitud, en una máquina electromecánica de ensayos a la que se había incorporado un horno. Todos los ensayos se realizaron a 500 °C previa estabilización térmica de la probeta. Una vez finalizados estos ensayos de compresión, se ejecutó un ensayo sin probeta en las mismas condiciones, con objeto de determinar la deformación del conjunto de los bloques y barras de aplicación de carga, y, por sustracción, obtener la deformación real experimentada por la probeta en el ensayo. Los ensayos de tenacidad a la fractura se realizaron sobre probetas de flexión con entalla lateral (SENB, W=B= 15 mm), previa fisuración por fatiga. Finalmente, las superficies de rotura fueron analizadas en un microscopio electrónico de barrido.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1. Microestructuras

Las figuras 2 y 3 muestran las microestructuras típicas de los dos materiales analizados. Aunque la solidificación de ambos productos comienza con la aparición de dendritas de austenita y finaliza con reacciones eutécticas, sus microestructuras finales son notoriamente diferentes, como se pone de manifiesto en la tabla II, que muestra los distintos tipos de carburos presentes, sus respectivas fracciones volumétricas y microdurezas.

Mientras la fundición de alto cromo presenta una red casi continua de carburos de cromo y hie-

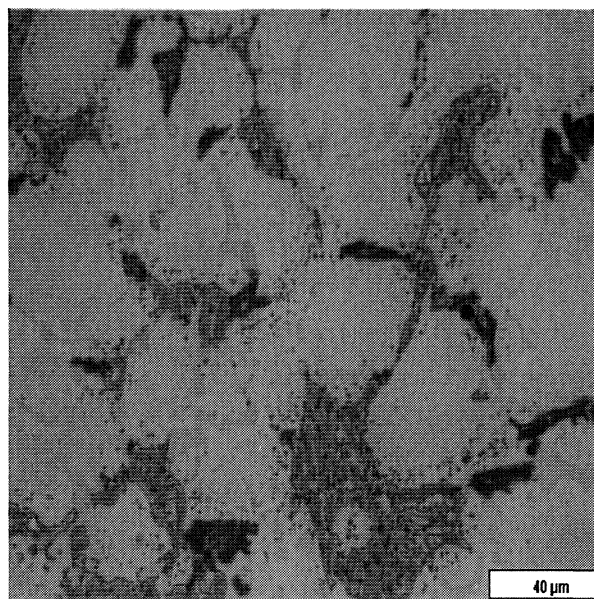


Figura 2. Microestructura del acero rápido.

Figure 2. Microstructure of high speed steel.

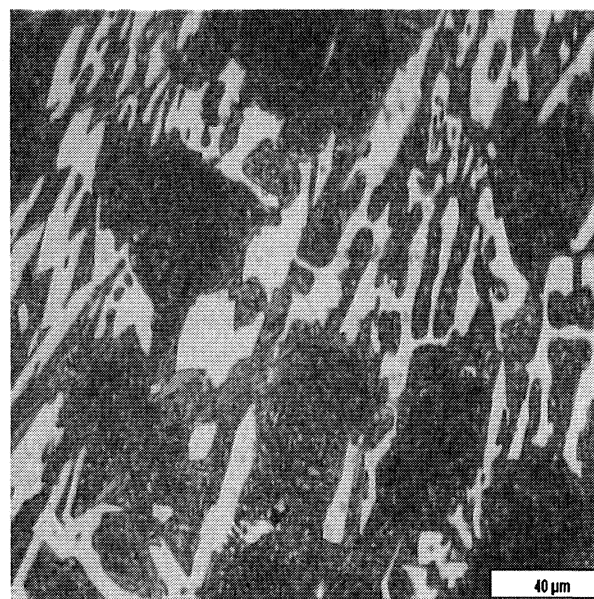


Figura 3. Microestructura de la fundición de alto cromo.

Figure 3. Microstructure of high chromium white cast iron.

Tabla II. Fracciones volumétricas y microdureza de los carburos

Table II. Volume fraction and microhardness of carbides

	MC	M ₂ C	M ₇ C ₃	Carburos totales
ARAP (%)	5-7	3-5	8-10	15-22
ARAP (HV)	2.200-2.600	1.500-1.600	1.300-1.600	
FAC (%)	-	-	23-28	23-28
FAC (HV)	-	-	1.000-1.100	

eutéctica ($L \rightarrow \gamma + MC$), que da lugar a los carburos ricos en vanadio, para terminar con las reacciones eutécticas ($L \rightarrow \gamma + M_2C$ y $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$), que conducen a la formación de carburos ricos en molibdeno y wolframio (M_2C) y carburos enriquecidos en cromo y hierro, M_7C_3 [4 y 5].

3.2. Propiedades mecánicas

La tabla III resume los resultados de los ensayos de dureza, tenacidad a la fractura (a temperatura ambiente) y compresión (500 °C) realizados con el acero rápido.

Debe destacarse, en primer lugar, la muy apreciable superior dureza final del acero rápido, que debe atribuirse a la presencia de unos carburos muy duros dispersos en su microestructura (Tabla II y Fig. 2). Igualmente, también resulta interesante destacar el extraordinario comportamiento observado en los ensayos de compresión realizados a 500 °C (temperatura máxima de la superficie de trabajo de los cilindros durante la laminación en caliente de bandas de acero): se debe llamar la atención sobre 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 muestra en la tabla III, la rotura de éstas se produjo tras acortamientos plásticos superiores al 10 %. Aunque los autores aún no disponen de datos similares en relación con la fundición de alto cromo, en la bibliografía consultada [5 y 6], se refieren valores de la resistencia a la compresión, a temperatura ambiente, de estas fundiciones, comprendidos entre 1.700 y 2.200 MPa, es decir, claramente inferiores a los resultados obtenidos con el acero rápido a 500 °C.

Los ensayos de tenacidad a la fractura realizados sobre probetas de acero rápido dieron siempre lugar a comportamientos del tipo elástico lineal, caracterizados por la rotura brusca de la probeta agrietada cuando se alcanzaba el factor crítico de intensidad de tensiones del material: se ha podido, entonces, determinar la tenacidad a la fractura del

producto, dando lugar a los valores que se recogen en la tabla III. Estos valores son similares a los que cita la literatura también como característicos de las fundiciones altas en cromo [5 y 7], de tal modo que, los aceros rápidos evaluados en este trabajo poseen una dureza y resistencia a la compresión claramente superiores a los de las fundiciones de alto cromo, al tiempo que mantienen una tenacidad similar.

Las figuras 4 y 5 muestran el aspecto de la superficie de fractura de las probetas de acero rápido. Se observa que el aspecto general de la fractura es de tipo frágil, especialmente en las zonas en las que la grieta progresa a través de los carburos eutécticos, mientras que las regiones dendríticas muestran una cierta deformación plástica, si bien también se ha puesto de manifiesto la debilidad de las intercaras carburos/martensita.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se muestra la posibilidad de utilizar aceros rápidos en sustitución de las fundiciones de alto cromo para fabricar los cilindros de trabajo de los trenes de bandas en caliente. Se ha constatado la superior dureza que es posible conseguir tras el

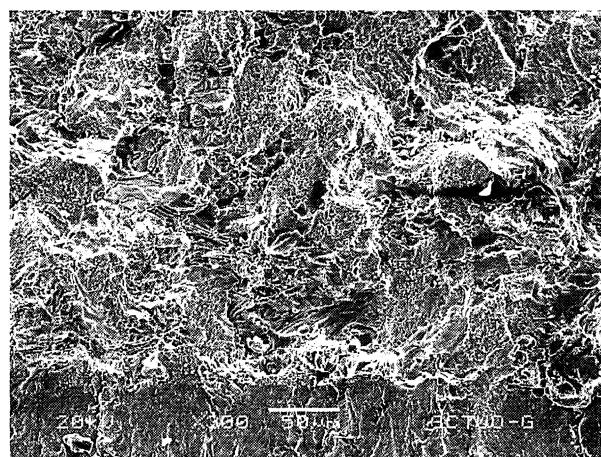


Figura 4. Superficie de fractura. Aspecto general de la fractura.

Figure 4. Fracture surface. General view.

Tabla III. Resultados de los ensayos de dureza Vickers, compresión a 500 °C y tenacidad a la fractura a temperatura ambiente

Table III. Vickers hardness, 500 °C compression and room temperature fracture toughness results

	HV	Lím. Elástico 500 °C (MPa)	R compres. 500 °C (MPa)	Alarg. rotura 500 °C (%)	Tenacidad K_{Ic} (Mpa·m ^{1/2})
ARAP	750-800	1.800-2.000	2.450-2.550	12-13	26-28
FAC	630-680	-	-	-	-

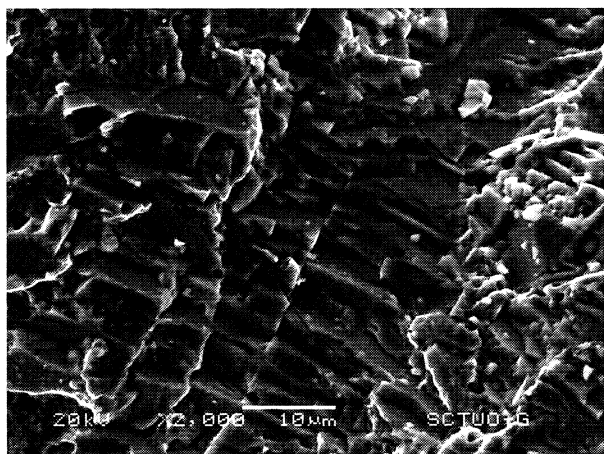


Figura 5. Detalle de la superficie de fractura.

Figure 5. Detail of the fracture pattern.

tratamiento térmico de estos aceros, que también se traduce en una muy superior resistencia a la compresión en caliente (500 °C), sin pérdida de tenacidad. Se han obtenido resistencias a compresión, a 500 °C, de 2.500 MPa junto con acortamientos del 12-13 % y una tenacidad a la fractura de 26-28 MPa·m^{1/2}. Estas altas prestaciones de los aceros rápidos se logran mediante una microestructura en la que diferentes tipos de carburos, MC, M₂C y M₇C₃, de muy alta dureza, se distribuyen apropiadamente en una matriz de martensita revenida.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer a la Fundación FICYT (Principado de Asturias, FC02-PC02-CIS01-14) la financiación concedida para la realización de este trabajo, que se está desarrollando con la participación de la empresa Fundición Nodular S.A., a quien igualmente agradecemos su inestimable colaboración.

REFERENCIAS

- [1] A. MAMMERI, F.J. BELZUNCE, C. RODRÍGUEZ, M. TORRE, S. POVEDA y J. GARCÍA, *Rev. Metal. Madrid* 39 (2003) 107-113.
- [2] P. CARLESS, *Proc. Conferencia Rolls 2000+*, Birmingham, Reino Unido, 1999, pp. 49-59.
- [3] U. WANKEHEDE y I.V. SAMARASEKERA, *Iron Steel Met.* Mayo (1997) 55-60.
- [4] K.C. HWANG, S. LEE y H.C. LEE, *Mater. Sci. Eng. A254* (1998) 282-295.
- [5] Y. SANO, T. HATTORI y M. TAGA, *ISIJ Int.* 32 (1992) 1.194-1.201.
- [6] T. KUDO, S. KAWASHIMA y R. KURAHASHI, *ISIJ Int.* 32 (1992) 1.190-1.193.
- [7] M. BOCALLINI, A. SINATORA y Y. MATSUBARA, *XXXVII Seminario de Laminação da ABM*, Curitiba, Brasil, 2000.