

# METALURGIA DE CILINDROS 1/2HSS PARA CAJAS DESBASTADORAS Y HSS PARA LAS PRIMERAS CAJAS ACABADORAS

Bocquet J.\* Poveda S.\* Torre M.\*

## Resumen:

Se desarrolla el estudio metalúrgico de cilindros de acero rápido con propiedades que permitan laminar en los trenes de bandas en caliente, que trabajan cada día bajo condiciones de servicio más exigentes :Se han realizado diferentes ensayos en laboratorio que nos permitieron determinar el tratamiento térmico más adecuado para obtener cilindros con una microestructura globular, unas propiedades mecánicas, un comportamiento al desgaste y a la oxidación que permitan tener cilindros con las mejores características tanto de superficie como mecánicas, todo ello permitirá aumentar la duración de los montajes satisfaciendo las exigencias de los laminadores.

Palabras clave: Acero rápido. Propiedades Mecánicas. Oxidación. Desgaste

41º SEMINARIO DE LAMINAÇÃO PROCESSOS E PRODUCTOS  
LAMINADOS E REVESTIDOS  
26 a 28 de outubro de 2004-Joinville-SC-Brasil

\* Fundición Nodular, 33420 Lugones, España

## 1. INTRODUCCION

En las cajas desbastadoras y en las primeras cajas de los trenes acabadoras se está cambiando la utilización de la fundición alto cromo por el acero rápido. Esta evolución busca mejorar la resistencia al desgaste, la cinética de oxidación, el aumento de la dureza en caliente y morfología de los carburos, todo ello para contribuir a la mejora del estado superficial de los cilindros.

Los estudios realizados tratan de caracterizar la microestructura, la dureza, las propiedades mecánicas, la oxidación y el desgaste de cilindros de acero rápido mediante una nueva metalurgia.

Mientras que la fundición alto cromo se caracteriza por tener carburos  $M_7C_3$  de 1300-1800HV y una matriz martensítica revenida, los cilindros de acero rápido se caracterizan por tener carburos MC,  $M_6C$ ,  $M_2C$  y  $M_7C_3$  (dependiendo del análisis utilizado), con una dureza 2000-3000HV y una fase matriz martensítica más dura que la de las fundiciones.

Las condiciones de laminación en caliente de estos cilindros son realmente exigentes, podemos decir que la superficie del cilindro se calienta desde 80°C (ya en situación estacionaria) hasta 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 4 s. Estas variaciones térmicas generan ciclos de fatiga térmica muy fuertes en las regiones más superficiales (afecta a una profundidad de 1-2mm). Además se generan fuertes picos de compresión en la región de contacto banda-cilindro, junto con tensiones de flexión y torsión variables, que alcanzan valores máximos en la región de los cuellos. Esta superficie del cilindro caliente sufre también fenómenos de oxidación y abrasión (deslizamiento entre la banda y cilindro en la región de contacto con la presencia de partículas oxidadas desprendidas de la banda, muy caliente)

El mejor comportamiento superficial de los cilindros pasa por la formación de la película de óxido formada, su rotura y su inmediata regeneración.

Es decir como condiciones prioritarias para estas cajas, las principales propiedades son la resistencia a la fatiga, la oxidación y la tenacidad.

Los modernos trenes de laminación trabajan en condiciones cada vez más severas. Las temperaturas máximas superficiales ascienden a 600-700°C, aunque el rango de temperaturas más habituales es 525-575°C. En este marco el uso de cilindros de acero rápido permite incrementar las tensiones de contacto por encima de 2000MPa (tienen límites elásticos bajo tensiones de Hertz de hasta 3000MPa).

Estos cilindros tienen módulos elásticos, conductividades térmicas, coeficientes de expansión y una dureza en caliente mayores que los de las fundiciones altas en cromo.

## 2. MICROESTRUCTURA

### Tipo A

La microestructura de la periferia de los cilindros de doble colada de acero rápido en estado bruto de moldeo, se muestra en la figura 1. Consta de unos dendritos globulares que proceden del inicio de la solidificación en fase

austenítica, junto con la presencia de unos carburos grises claros de contornos redondeados aislados del tipo VC (proceden de la reacción eutéctica  $L \rightarrow \gamma + VC$ ), rodeados por un constituyente matriz eutéctico, formado inicialmente por austenita y carburos del tipo  $M_7C_3$  (de apariencia eutéctica),  $M_2C$  (carburos fibrosos y negros, tras ser atacados con el reactivo Murakami) y  $M_6C$  (menos alargados que los carburos  $M_2C$  y con más apariencia eutéctica).

La fracción total de carburos es del 21.5%, siendo los más predominantes los tipos  $M_7C_3$  y MC, mientras que no es significativa la presencia de carburos  $M_6C$ . Figura 2

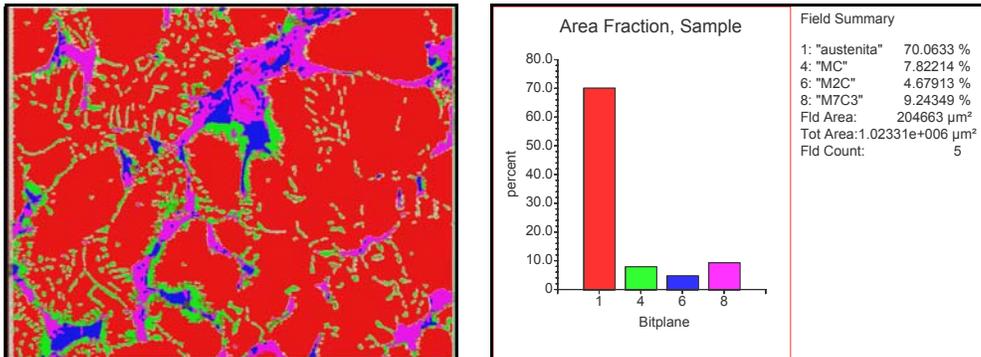


Figura 1. Microestructura bruto,

Figura 2. Fracción de área de cada fase

### Tipo B

Los cilindros fundidos con el análisis tipo B, mostraron una microestructura totalmente diferente, tanto desde el punto de solidificación como microestructural. La formación de los carburos es globular y hay una ausencia total de carburos  $M_7C_3$ . Figura3

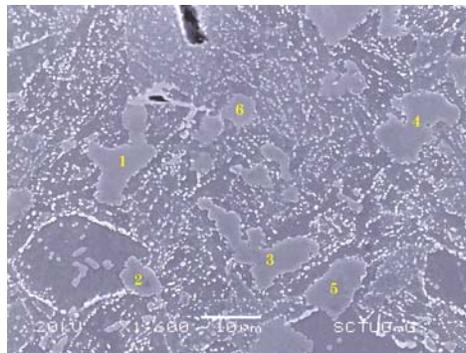
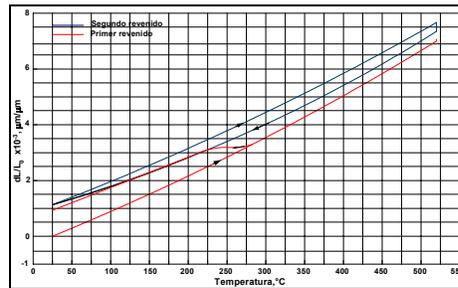


Figura 3. Microestructura en bruto.

## 3. CARACTERIZACION DEL TRATAMIENTO TERMICO

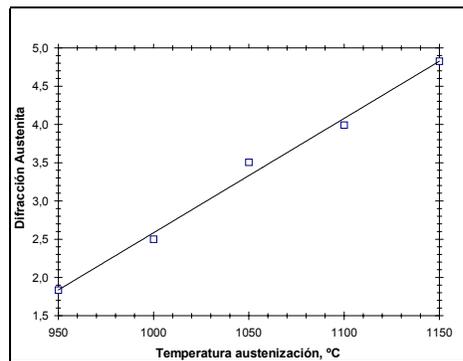
El tratamiento estudiado para este tipo de cilindros, se basa en un austenizado a alta temperatura 1000/1100°C con un mantenimiento que permita la disolución de la mayoría de los carburos, un temple en agua, seguido de diferentes revenidos. La temperatura de austenización viene condicionada por la presencia de un núcleo de fundición.

El estudio dilatométrico del tratamiento térmico de estos cilindros nos permitió determinar que a la temperatura de austenización tiene lugar una puesta en solución de los carburos interdendriticos de bruto de colada que enriquece la aleación de la austenita. La temperatura de austenización tiene una influencia directa en la temperatura de inicio de temple de la austenita. Es importante evitar la precipitación de carburos secundarios durante el enfriamiento desde la temperatura de austenización (empobrecimiento de la austenita en elementos de aleación), reduciendo la posibilidad de obtener durante el revenido la precipitación de carburos secundarios. Se ha comprobado que durante el primer revenido industrial se desestabiliza toda la austenita retenida, aumentando la dureza. Figura 4



**Figura 4, Estudio dilatométrico-dureza**

En la figura 5 se puede ver que el porcentaje de austenita retenida aumenta claramente con la temperatura de austenización y esta es sin duda la razón de la disminución de la dureza observada



**Figura 5. Relación austenita-temperatura**

#### 4. INTERCARA ACERO RAPIDO-FUNDICION NODULAR

La caracterización microestructural de un cilindro de acero rápido con una fundición nodular se puede ver en la figura 6.



**Figura 6** Intercara acero rápido-fundición nodular- 50X.

La zona inferior de la micrografía corresponde a la fundición nodular. En ella se aprecian unos nódulos esféricos, que son los grafitos nodulares en una matriz perlítica. A continuación de esta zona, hacia arriba, aparece una región totalmente descarbada con un espesor medio de  $700\mu\text{m}$ , formada en su totalidad por perlitita. A continuación, y siguiendo en dirección ascendente, aparece una zona de carburos rodeados por matriz perlítica, cuya concentración y tamaño va disminuyendo a medida que nos alejamos de la intercara de separación de los dos metales, hasta llegar a la zona del acero rápido sin afectar, caracterizada por una fase matriz austenítica-martensítica, sin perlitita.

## **5. PROPIEDADES MECANICAS**

Se realizaron diferentes ensayos, en la tabla 1 se pueden ver los resultados de tracción a diferentes temperaturas de revenido

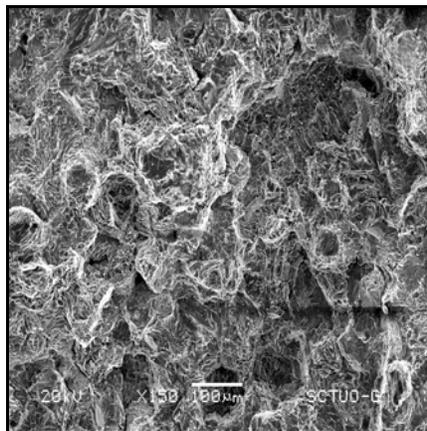
	Dureza HV (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensión de rotura(MPa)	Alargamient o (%)	Estricción (%)
T1	725	748	0.3	0.23
T2	700	782	0.37	0.27
T3	680	-----	-----	-----
T4	605	647	1.0	0.50

**Tabla1.** Resultados Tracción

El comportamiento de los aceros en los ensayos de tracción ha sido totalmente frágil, como se pone de manifiesto tanto los valores de los alargamientos y estricciones medidos como en la fractografía de la sección de rotura a tracción, que se presenta en la figura 8.

Este tipo de aceros muestran un aspecto intergranular, ya que la rotura tiene lugar predominantemente a través de las regiones interdendríticas ricas en carburos.

Se ha observado la rotura frágil de la red de carburos y la presencia de microcavidades (de tamaño inferior a un micrómetro) en la rotura de las regiones dendríticas, que están asociadas al despegue de los pequeños carburos precipitados en estas zonas.



- a - Tratamiento T3

**Figura 8.** Aspecto general de la superficie de fractura tras el ensayo de tracción.

## 6. COMPRESION

Se realizaron ensayos de deformación a compresión a 500°C con las diferentes probetas. Esta temperatura, 500°C, corresponde aproximadamente a la máxima que alcanzaría la superficie de estos cilindros durante la laminación en caliente de la banda.

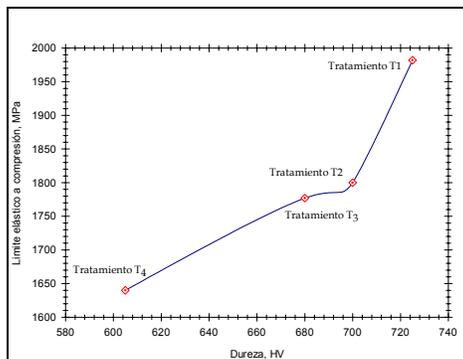
La tabla 2 muestra los valores del límite elástico a compresión a 500°C al 0.2%,  $\sigma_y$ , la resistencia a compresión  $\sigma_R$ , el módulo elástico E y el acortamiento a rotura A.

Tipo de tratamiento	Dureza HV	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	E(GPa)	A(%)
T1:	725	1982	2546	96	12.5
T2:	700	1800	2481	67	13
T3:	680	1777	2362	64	9.5
T4:	605	1640	2069	64	14

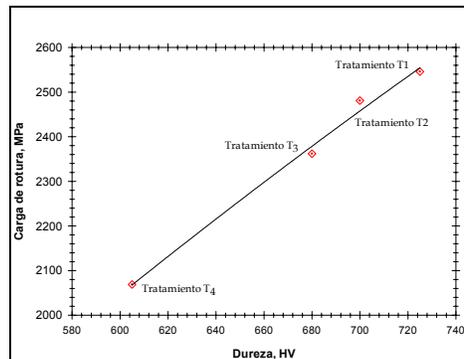
**Tabla 2** Resultados de los ensayos de compresión en caliente

Es importante destacar el extraordinario comportamiento que ha mostrado el acero rápido en los ensayos de compresión realizados a 500°C, dados 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 2, la rotura de éstas se produjo tras alargamientos plásticos superiores al 10%.

Finalmente se pone de manifiesto la proporcionalidad existente entre el límite elástico y la resistencia a compresión a 500°C y la dureza de estos productos a temperatura ambiente, tal y como se aprecia en las figuras 9 y 10

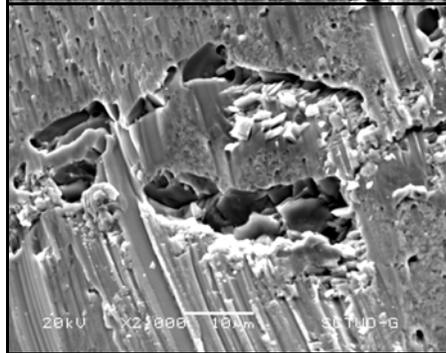


**Figura 9** Evolución del límite elástico a compresión en función de la dureza.



**Figura 10** Evolución de la carga de rotura a compresión en función de la dureza

En la figura 11, se pueden ver con nitidez los huecos asociados a los carburos interdendríticos (se observa la presencia de los carburos debajo de la superficie fracturada), junto con cavidades, mucho más pequeñas, en las regiones dendríticas, que corresponden al despegue de los pequeños carburos precipitados en las citadas regiones. Es decir, la rotura a compresión de estas aleaciones tiene lugar en el plano geométrico de cortante máximo y se inicia por despliegue de las intercaras carburos eutécticos / fase matriz y en su desarrollo se produce igualmente la extracción de los pequeños carburos precipitados en las regiones dendríticas.



**Figura 11.** Análisis micrográfico de la superficie de fractura tras el ensayo de compresión en caliente

## 7. TENACIDAD A LA FRACTURA

La tenacidad a la fractura es una propiedad fundamental que debe tenerse siempre en cuenta en el diseño de los materiales apropiados para la ejecución de cilindros de trabajo en caliente, tras solo unos pocos ciclos de servicio, se generará una red de grietas térmicas superficiales. La tenacidad a la fractura de estos cilindros debe ser suficiente para que estas grietas no se propaguen de forma catastrófica bajo las sollicitaciones mecánicas de servicio.

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 3. Estos valores son similares a los que cita la literatura también como característicos de las fundiciones altas en cromo, 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.

Tipo de tratamiento	Dureza HV	$K_Q$ (MPa $\sqrt{m}$ )	$\frac{P_{max}}{P_Q}$	$B > 2.5 \left( \frac{K_Q}{\sigma_{ys}} \right)^2$
T1:	725	28	1	Si
T2:	700	29	1	Si
T3:	680	26	1	Si
T4:	605	26	1	Si

**Tabla 3** Resultados de los ensayos de tenacidad a la fractura

La tabla 3 muestra que la tenacidad a la fractura de estos aceros 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.

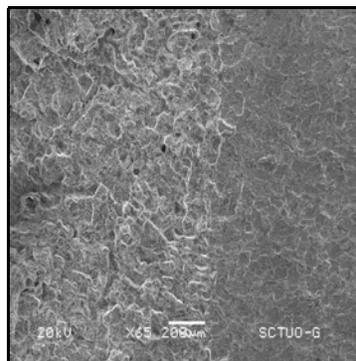
La figura 12-(a) muestra el inicio de la rotura en uno de estos ensayos (izquierda) desde la grieta generada por fatiga (derecha, zona más lisa). El aspecto general de la fractura es de tipo frágil, muy parecido al que se había mostrado en los ensayos de tracción y predominantemente intergranular, es decir, la fractura tiene lugar normalmente a través de las regiones interdendríticas ricas en carburos.

Los detalles fractográficos mostraron todavía con más claridad el carácter intergranular de la fractura de estas probetas: se observa nítidamente una red casi continua de carburos rotos, con grietas secundarias, donde también es patente la rotura de la intercara carburo/fase dendrítica.

En estas micrografías se ponen de manifiesto que las microfisuras se inician en la interfase carburos eutécticos/ dendritos, o en los carburos eutécticos, rompiéndose a niveles de esfuerzos relativamente bajos. De este modo, se desprende que el acontecimiento más importante en el proceso de iniciación de la rotura de los aceros HSS es la rotura frágil de los carburos eutécticos.

El aspecto de las probetas fracturadas muestran un tipo de fractura predominantemente frágil por clivaje y zonas dendríticas con cavidades de aspecto dúctil. La fracción de superficie total de la rotura aparentemente dúctil es pequeña relativamente a la superficie de rotura global.

La rotura por clivaje se asocia principalmente a los carburos eutécticos situados a lo largo de la región intercelular o a la rotura interfacial entre los carburos y la fase dendrítica. En cambio, la rotura de aspecto dúctil (microcavidades de tamaño inferior a un micrómetro) tiene lugar cuando la grieta diverge de la región intercelular, o cuando la grieta cruza la región dendrítica, de manera que estas cavidades son el resultado del despegue y extracción de los carburos esféricos relativamente finos que han precipitado en estas regiones.



- a -

**Figura 12** Aspectos generales de las superficies fracturadas en los ensayos de tenacidad a la fractura.

## 8. DESGASTE A TEMPERATURA AMBIENTE

La resistencia al desgaste en servicio del acero rápido es mucho mejor que la de otros materiales. Esta depende mucho de la dureza en caliente, que es apreciablemente mayor en el acero rápido ( se ha constatado en este trabajo los altos valores del límite elástico y de la resistencia a compresión en caliente de estos aceros).

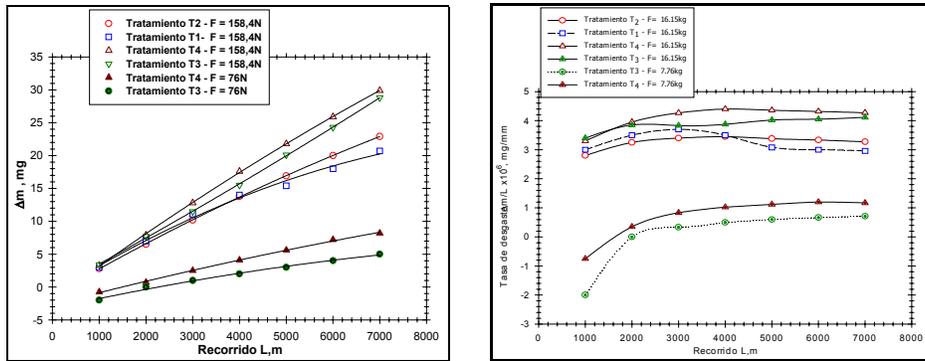
Con el ensayo de desgaste realizado se pretendió analizar principalmente la influencia del tratamiento térmico en el comportamiento al desgaste del acero rápido, en condiciones de contacto seco y a temperatura ambiente.

Los gráficos de la figura 13 muestran los resultados de los ensayos de desgaste realizados sobre cuatro materiales (T1,T2,T3 y T4) bajo dos cargas diferentes, 76 y 158.4N. Los cuatro ensayos han proporcionado un comportamiento muy estable ya que se han obtenido gráficos prácticamente lineales que corresponden a unas tasas de desgaste constantes y, como era previsible, se ha encontrado una clara relación entre el volumen de material desgastado, la dureza y la carga normal aplicada.  $\frac{V}{L}$  es el volumen de

Como Todos los ensayos (distinto tratamiento térmico, dureza , H, y distinta carga aplicada, F) definen una misma ley de comportamiento, que da lugar a un coeficiente adimensional de desgaste igual a  $2.94 \cdot 10^{-5}$  . Como era de esperar, se ha obtenido entonces en esta serie de ensayos una proporcionalidad entre la resistencia al desgaste y la dureza del acero.

Una vez obtenida la constante adimensional k del modo indicado, es ya factible predecir la pérdida de volumen de este material para cualquiera longitud deslizada, fuerza normal aplicada o dureza del producto, si no se alteran las condiciones de ejecución de los ensayos.

Tras la observación en el microscopio electrónico de barrido de las superficies de las probetas tras los correspondientes ensayos de desgaste, se ha podido verificar el micromecanismo de daño operativo. La pérdida de peso reflejada en el curso de estos ensayos ha sido motivada siempre por un micromecanismo de fallo dúctil, que consiste en una fuerte deformación plástica a compresión de la superficie de contacto hasta el punto de que en ésta queda perfectamente marcada la impronta del anillo contraprobeta. La figura 14-(a), muestra la línea que separa la región desgastada (derecha, véanse los surcos generados en el ensayo de desgaste) de la región no afectada (izquierda, área lisa en la que de modo difuso se revela la microestructura del acero).

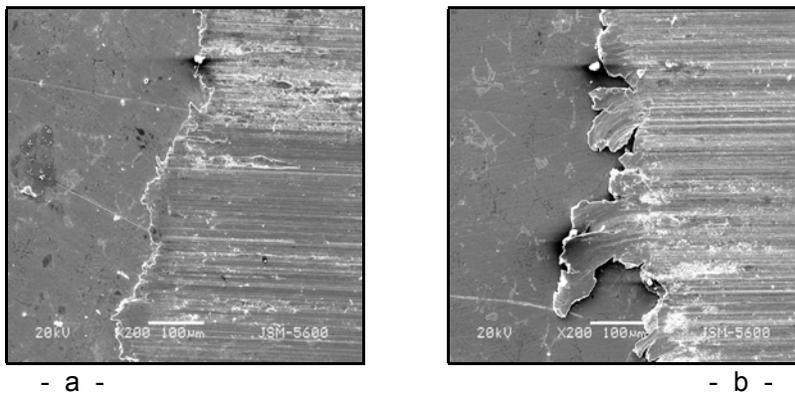


- a - Variación de peso con la distancia deslizada. - b - Tasa de desgaste ( $\frac{\Delta m}{L}$ )

**Figura 13** Curvas de desgaste del acero HSS tras los tratamientos T1, T2, T3 y T4.

Esta deformación plástica termina generando una extrusión laminar en la región de salida del contacto de los dos cuerpos (sentido de avance del anillo móvil), lo que origina un fuerte adelgazamiento local (véase la figura 14-b y finalmente la fragmentación

La elevada ductilidad reflejada en estos ensayos no debe sorprendernos ya que en los ensayos de compresión uniaxial ya habíamos medido siempre deformaciones plásticas superiores al 10%. Una vez conocidos tanto el micromecanismo de fallo por desgaste descrito como el comportamiento mecánico a compresión de estos aceros, podemos decir que un aumento de la dureza supone un incremento proporcional del límite elástico a compresión o lo que es lo mismo, una disminución de la deformación plástica inducida bajo una carga aplicada normal cualquiera, lo que redundará en un mejor comportamiento ante la sollicitación de desgaste descrita.



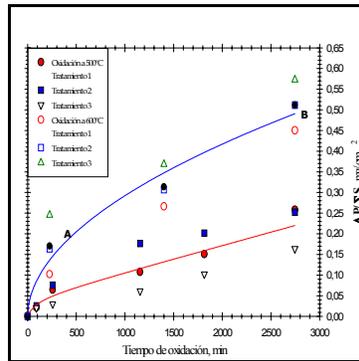
- a - - b -  
**Figura 14** Análisis fractográfico de las probetas tras el ensayo de desgaste.

## 9. ENSAYOS DE OXIDACION

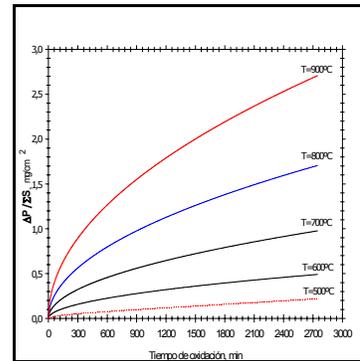
La figura 15 muestra la ganancia de peso determinada en el ensayo de oxidación al aire a 500 y 600°C realizados sobre tres probetas de acero rápido que habían sufrido tratamientos de revenido diferentes. Los resultados obtenidos nos permiten en primer lugar deducir, como era de esperar, que el

tratamiento térmico –dureza- no influye en el comportamiento ante la oxidación de estos productos. Las curvas de ganancia de peso por oxidación son de tipo parabólico, lo que es indicativo de que el óxido superficial creado tiene un cierto carácter protector, de manera que una vez formado, dificulta la oxidación posterior, tal y como pone de manifiesto el ajuste realizado en la figura 16

La figura 16 válida siempre que no se modifique el óxido superficial generado en el ensayo. Nótese el fuerte incremento de la cinética de la oxidación a medida que crece la temperatura.



**Figura 15** Curvas de oxidación al aire del acero HSS (500 y 600°C).



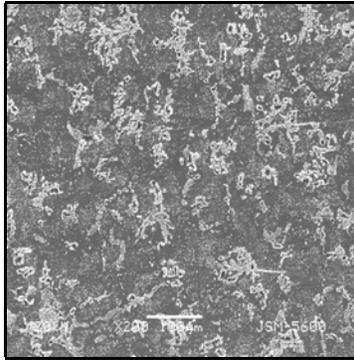
**Figura 16** Estimación de la oxidación al aire de HSS a Diferentes Tª

La figura 17 muestra al aspecto de la superficie oxidada del acero HSS a 500°C. Se observa que el proceso de oxidación no es uniforme sino que está muy relacionado con la propia microestructura del material. Las figuras presentadas ponen nítidamente de manifiesto que los cristales de óxido se generan en las intercaras entre los carburos y la fase dendrítica (se aprecia el centro de los carburos más grandes rodeados completamente por el óxido). Obsérvese también que las regiones dendríticas (ricas en cromo) no resultan oxidadas a 500°C.

Las micrografías obtenidos son similares tras los ensayos de oxidación del acero HSS a 600°C. De nuevo se observa una capa bastante continua de óxido que, en virtud de su morfología está ligada a la red de carburos eutécticos. Sin embargo, a 600°C, se pone de manifiesto que las regiones dendríticas también se oxidan, aunque con una cinética más lenta que los carburos.

La oxidación depende fundamentalmente del contenido de cromo de la fase dendrítica del acero y de la fracción de carburos.

Mediante análisis por difracción de rayos X de la superficie oxidada con objeto de conocer el tipo de óxido formado, el óxido creado en la oxidación al aire del acero rápido tanto a 500 como a 600°C es Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> junto una cierta cantidad del óxido mixto FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>.



- a - (500°C)

**Figura 17** Oxidación superficial del acero HSS al aire a 500

## 10.CONCLUSIONES

1. La temperatura de austenización en los tratamientos industriales debería limitarse a unos 1100°C, mientras que con el fin de endurecer suficientemente la fase martensítica, es necesario utilizar una temperatura mínima de 1050°C.
2. Para bajos tiempos de austenización, la dureza aumenta con la temperatura de austenización, contrariamente ocurre cuando se incrementa el tiempo de austenización.
3. El aumento de la dureza que tiene lugar en el curso del primer revenido, entre 500°C y 600°C, donde se alcanzan durezas en torno a 830HV, se debe a la precipitación homogénea de carburos de cromo y la transformación de toda la austenita retenida en bainita/martensita.
4. En el segundo revenido, solo ocurre el revenido de la martensita transformada en el primer revenido, a partir de la austenita retenida
5. La microestructura final de los cilindros de acero rápido consta de una fase martensítica revenida con carburos metálicos intercelulares del tipo MC, M<sub>2</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, y M<sub>6</sub>C (dependiendo del análisis).
6. El comportamiento de estos aceros en los ensayos de tracción ha sido totalmente frágil, aunque se apreciaron algunas zonas en las que se manifestaba una cierta plasticidad, que se puso de manifiesto en la formación de microcavidades dúctiles. La rotura tiene lugar de modo intergranular, ya que ésta tiene lugar predominantemente a través de las regiones interdendríticas ricas en carburos.
7. Es también importante destacar el extraordinario comportamiento de estos aceros 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 las bandas de acero), dados los altísimos valores del límite elástico y de la resistencia a la compresión obtenidos, junto con el comportamiento relativamente dúctil que mostraron todas estas probetas. Se ha encontrado una proporcionalidad entre el límite elástico a compresión a 500°C y la dureza a temperatura ambiente de estos productos.
8. El tratamiento térmico de estos aceros no influye mucho sobre la tenacidad a la fractura, y solo se observa un ligero incremento de la tenacidad al aumentar la dureza. El aspecto general de la fractura es de tipo frágil, intergranular, 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 entre los carburos y los dendritos de martensita revenida.

9. Desde el punto de vista de la resistencia al desgaste, estos aceros se comportan de acuerdo con las leyes generales conocidas, de tal manera que el volumen de material desgastado por unidad de distancia deslizada es directamente proporcional a la carga aplicada e inversamente proporcional a la dureza del acero. La pérdida de peso tiene lugar en virtud de una fuerte deformación plástica a compresión en los extremos de la huella producida por el desgaste, hasta su estricción y rotura. De este modo tiene lugar un fuerte adelgazamiento local y finalmente la fragmentación múltiple y el desprendimiento de pequeñas partículas superficiales.

10. La oxidación comienza en la intercara entre los carburos y la fase dendrítica y prosigue predominantemente sobre los carburos intercelulares, mientras que la oxidación de las regiones dendríticas es mucho menor. Los ensayos de oxidación al aire, mostraron una cinética parabólica, que se identifica con la formación de un óxido protector  $Fe_2O_3$ .

11. Se ha demostrado finalmente que el acero rápido, cuyo tratamiento térmico se ha desarrollado en este trabajo de investigación, nos permitirá obtener unos cilindros de laminación con unas propiedades superiores a los de fundición de alto cromo, y que también cabría esperar un comportamiento en servicio mejor (mayor rendimiento por tonelaje laminado y mayores tiempos de las compañías) que el de aquella calidad.

## 11. BIBLIOGRAFIA

- 1- ALAMO A. et al., Propriétés Mécaniques d'un Alliage Martensitique 9Cr-1Mo, sous Différents Etats Métallurgiques, Revue de Métallurgie, Oct.1990
- 2- ANDERSSON M., et al. Development of HSS Rolls at Akers International AB, Rolling 2000, 2<sup>nd</sup> European Rolling Conference, Sweden, Mayo 2000
- 3- ANTRETT T., FISHER F.D., Critical Shapes And Arrangements Of Carbides in High-Speed Tool Steel, Material Science and Engineering A237,1997, pp.6-11
- 4- ATAMERT S., Roll Life Beyond 2000, Rolls 2000, International Convention Centre, Birmingham, 1996.
- 5- BARZAN D., The use Performance of High Speed Steel Rolls ai Inland's 80 Inch Hot Strip Mill, I & SM, feb 1996, PP 27-29.
- 6- BELZUNCE F. J., Aceros y fundiciones: Estructuras, Transformaciones, Tratamientos Térmicos y Aplicaciones, Universidad de Oviedo, 2001.
- 7- BEVERLEY I., ROBERTSON T. Y WOODLAND M., Developing The Use of High Speed Steel Work Rolls in The Hot Strip of British Steel, Rolls 2000, Birmingham, 1999, pp.81-89.
- 8- BIGGI A., Ippoliti A., Molinari A., Hot Strip Mill Work Roll Development, 40<sup>th</sup> MWSP CONF. PROC., ISS; 1998, pp 419-426.
- 9- BOCCALINI M., GOLDENSTEIN H., Overview: Solidification of High Speed Steels, international Materials Reviews, 2001, Vol 46, n° 2, pp. 92-115.

- 10-BOCCALINI M. Jr., SINATORA A ., MATSUBARA Y., Overview: High Speed Steels for Hot Rolling Mill Works, XXXVII Seminario de Laminacao da ABM, Processos e produtos Laminados Revestidos, Setembro 2000, Curitiba-PR, BRASIL..
- 11-BROOKS C. R., Principles of heat Treatment of Plain Carbon and low alloy steel, American Society for Metals, EE.UU, 1996.
- 12-CAITHNESS L., COX S. y EMERY S., Surface behaviour of HSS in Hot Strip mills, Rolls 2000, Birmingham, 1999.
- 13-CARLESS P., Present and Future Hot Strip Mills Finishing Train Work rolls, rolls 2000, Birmingham, 1999.
- 14-CHABOUR S., CIZERON G., Evolution des Carbures dans L'Acier Moulé pour Outillage à Chaud, fonderie, fondour d'aujourd'hui 175, Mai 1998.
- 15-COLLINS D.B., High Speed Steel Through 2000, Rolls 2000, international Convention Centre, Birmingham, 1996.
- 16-DAVIS J.R., Surface engineering for corrosion and wear resistance, ASM International, Marsh 2001.
- 17-DETEMPLE I. Y DEMMERTH A., The Effects of Heat Treatment, Hydrocarbon Engineering, Nov.1998.
- 18-DIETER G. E., Mechanical Metallurgy, 3<sup>rd</sup> ed., New York, Mac Graw Hill, 1986.
- 19-FARAH A. F. et al., Heat Treatment in High Cr White Cast Iron Nb Alloy, Journal of Materials Engineering and performance, vol. (10) 1, Feb.2001, pp. 42-45.