

UNIVERSIDAD DE OVIEDO

**DEPARTAMENTO DE CIENCIA DE LOS MATERIALES
E INGENIERÍA METALÚRGICA**

TESIS DOCTORAL

**OPTIMIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LOS ACEROS Y
FUNDICIONES DE ALTO CROMO UTILIZADOS EN LA
FABRICACIÓN DE CILINDROS DE LAMINACIÓN**

**Autora: Inés Fernández Pariente
Director: Francisco Javier Belzunce Varela**

Noviembre 2004



Reservados todos los derechos
© El autor

Edita: Universidad de Oviedo
Biblioteca Universitaria, 2009
Colección Tesis Doctoral-TDR nº 44
ISBN 978-84-691-7824-9
D.L.: AS. 05362-2008

Propiedades tecnológicas del acero y de la fundición de alto cromo optimizados



7. PROPIEDADES TECNOLÓGICAS DEL ACERO Y DE LA FUNDICIÓN DE ALTO CROMO OPTIMIZADOS

7.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS OPTIMIZADOS

Después del estudio detallado del tratamiento térmico del acero y de la fundición altos en cromo se han definido los tratamientos térmicos idóneos de ambos productos, sobre los que se determinarán sus propiedades tecnológicas de mayor interés en la aplicación industrial de estos productos. Los tratamientos térmicos optimizados, junto con los valores de dureza de los materiales tratados se recogen en la tabla 7.1

Material	Tratamiento térmico optimizado	Dureza
Acero alto en cromo	Austenización a 1.000°C durante 12 horas, seguido de enfriamiento industrial (mantenimiento durante 6 horas a 400°C y enfriamiento final al aire) y un doble revenido a 525°C durante 5 horas cada uno.	703HV
Fundición blanca alta en cromo	Austenización a 1.050°C durante 5 horas, seguido de enfriamiento industrial (mantenimiento durante 6 horas a 450°C y enfriamiento final al aire) y un doble revenido a 500°C durante 5 horas cada uno.	788HV

Tabla 7.1 Tratamientos térmicos optimizados y dureza del acero y la fundición altos en cromo

En la figura 7.1 se comparan las durezas que se han obtenido en los dos materiales tras el segundo revenido en función de la temperatura de este tratamiento. Se pone de manifiesto la superior dureza de la fundición.

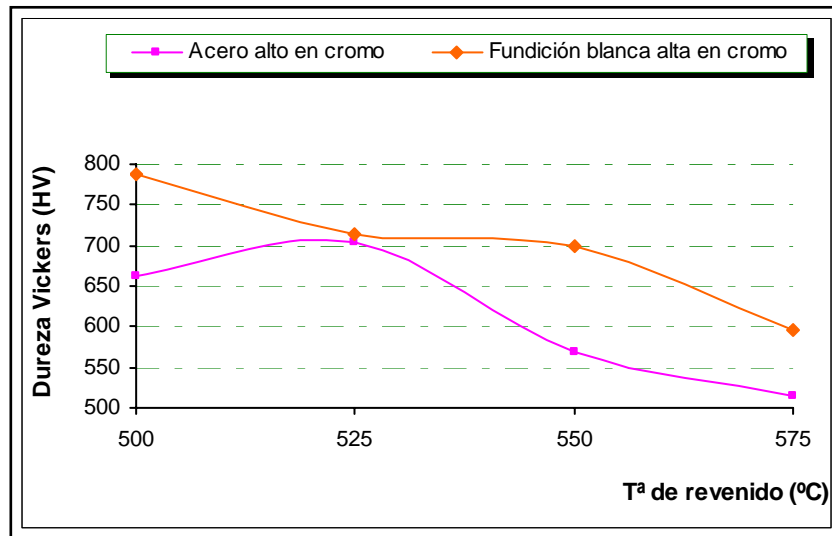


Figura 7.1 Comparación de la dureza del acero y de la fundición blanca altos en cromo tras dos revenidos a distintas temperaturas

7.2 ENSAYO DE TRACCIÓN

Tras el ensayo de tracción realizado sobre tres probetas de cada material, se han obtenido los siguientes resultados medios mostrados en la tabla 7.2

MATERIAL	TENSIÓN DE ROTURA (MPa)	ALARGAMIENTO (%)	ESTRICCIÓN (%)
Acero alto en cromo	396	2,2	3,3
Fundición blanca alta en cromo	709	0.7	2,6

Tabla 7.2 Valores medios obtenidos en el ensayo de tracción del acero y la fundición blanca altos en cromo

Ambos materiales tienen un comportamiento frágil, siendo mucho menos resistente el acero en comparación con la fundición blanca alta en cromo, aunque debido al carácter esencialmente frágil de estos productos, ligeras desalineaciones podrán afectar bastante al resultado de resistencia, por lo que este valor debe manejarse con las debidas precauciones. Se ha observado, sin embargo, una mayor ductilidad del acero en comparación a la fundición.



7.3 ENSAYO DE COMPRESIÓN EN CALIENTE

Las figuras 7.2 y 7.3 muestran los resultados obtenidos en los ensayos de compresión en caliente realizados tanto sobre las probetas de acero como sobre las de fundición (tres probetas de cada tipo) y la figura 7.4 da cuenta del resultado en vacío (sin probeta) con objeto de evaluar la flexibilidad del conjunto de útiles de ensayo. Según los resultados obtenidos en otros trabajos, no parece que haya diferencias significativas en el comportamiento de las probetas obtenidas en la dirección radial con respecto a las de la dirección tangencial (Ziadi A.; 2.004), por lo que las probetas ensayadas en este trabajo han sido extraídas todas ellas en la dirección tangencial.

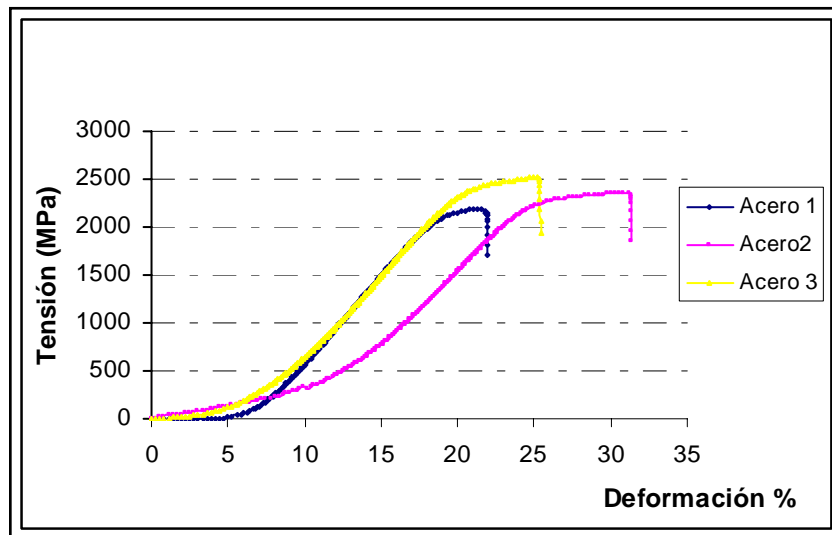


Figura 7.2 Gráficas tensión-deformación obtenida en el ensayo de compresión en caliente (500°C) del acero alto en cromo

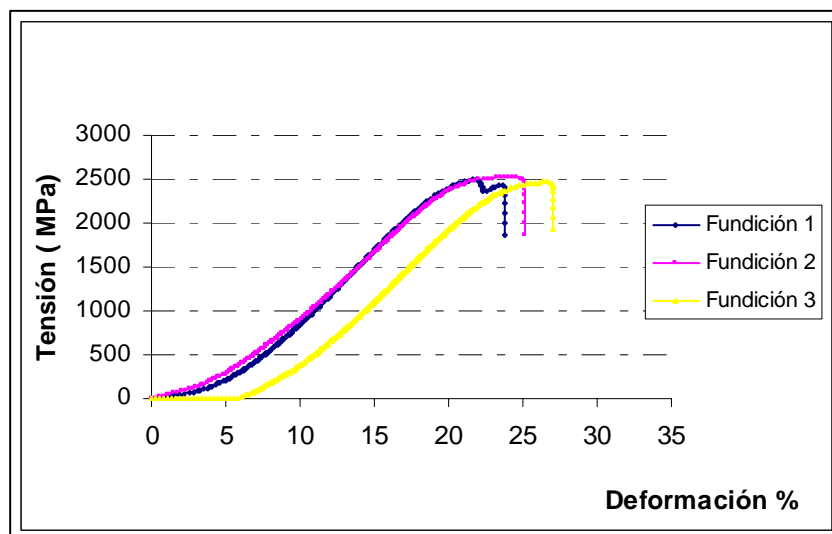


Figura 7.3 Gráficas tensión-deformación obtenida en el ensayo de compresión en caliente (500°C) de la fundición alta en cromo

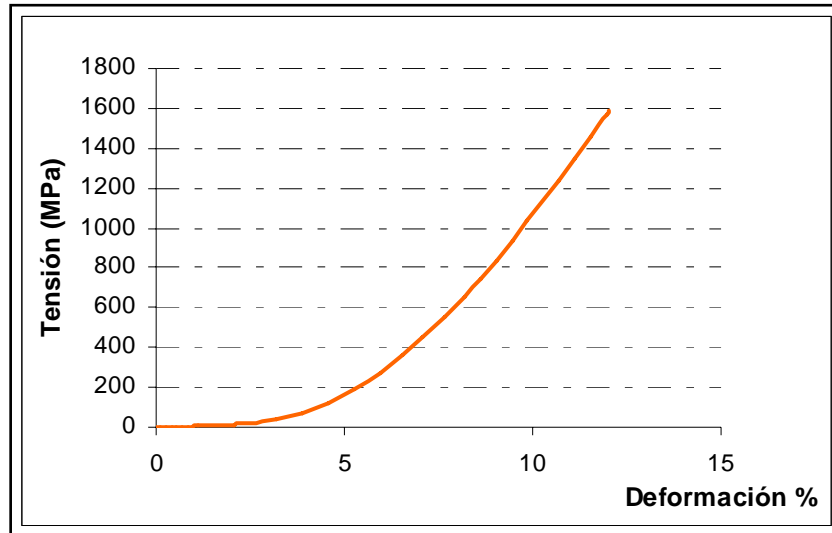


Figura 7.4 Gráfica tensión-deformación obtenida en el ensayo de compresión en caliente (500°) realizado en vacío

De este modo y después de realizar la corrección de la flexibilidad del conjunto, tal y como se recoge en el apartado correspondiente del método experimental, se han obtenido las curvas tensión-deformación que se muestran en las figuras 7.5 y 7.6.

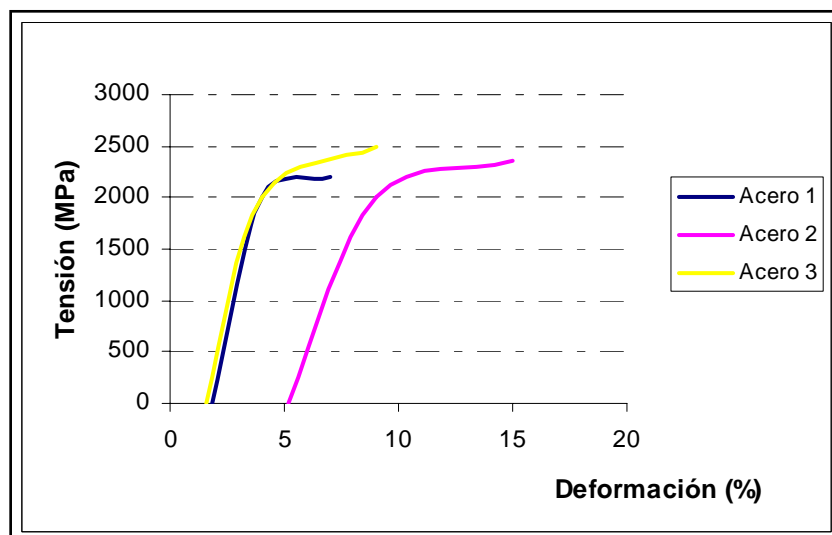


Figura 7.5 Gráficas tensión-deformación corregida del ensayo de compresión en caliente (500°C) del acero alto en cromo

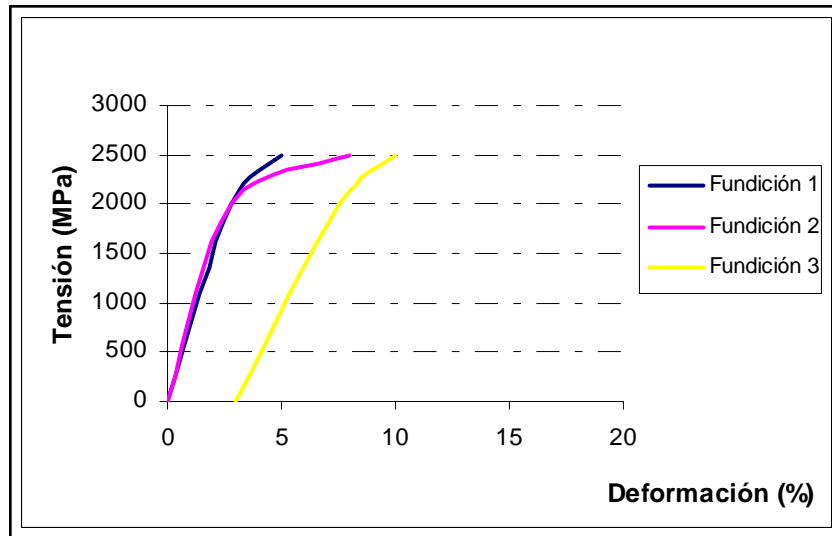


Figura 7.6 Gráficas tensión-deformación corregida del ensayo de compresión en caliente (500°C) de la fundición alta en cromo

Analizando estas curvas se han obtenido los valores del límite elástico, carga de rotura y alargamiento a rotura de cada material. Esos valores se recogen en las tablas 7.3 y 7.4 para el caso del acero y la fundición respectivamente:

Acero alto en cromo	$\sigma_{ys}(MPa)$	$\sigma_R(MPa)$	A(%)
Probeta 1	2.000	2.200	7
Probeta 2	1.850	2.350	15
Probeta 3	2.000	2.500	9
Media	1.950	2.350	10.5

Tabla 7.3 Resultados del ensayo de compresión en caliente del acero alto en cromo

Fundición alta en cromo	$\sigma_{ys}(MPa)$	$\sigma_R(MPa)$	A(%)
Probeta 1	1.850	2.500	5
Probeta 2	1.850	2.500	8
Probeta 3	2.200	2.500	10
Media	1.970	2.500	7.5

Tabla 7.4 Resultados del ensayo de compresión en caliente de la fundición alta en cromo



A la vista de estos datos se observa que la fundición alta en cromo tiene una mayor resistencia mecánica pero sin embargo es menos dúctil que el acero alto en cromo. Al igual que se había observado en los ensayos de tracción, la ductilidad del acero es mayor que la de la fundición. Por otro lado, la diferencia en los valores de la resistencia a compresión a 500°C de los dos productos es pequeña, por lo que no resulta posible justificar apropiadamente los resultados que a este respecto se habían obtenido en los ensayos de tracción.

Debido al método de corrección de los alargamientos utilizado no es posible determinar los acortamientos producidos en las probetas con una precisión suficiente como para calcular el módulo elástico a compresión a 500°C de estos materiales.

La rotura bajo esfuerzos de compresión en estos dos tipos de materiales se produce sobre un plano situado a 45° respecto al eje de aplicación de la carga según puede verse en la figura 7.8 para el caso del acero, siendo similar en el caso de la fundición.

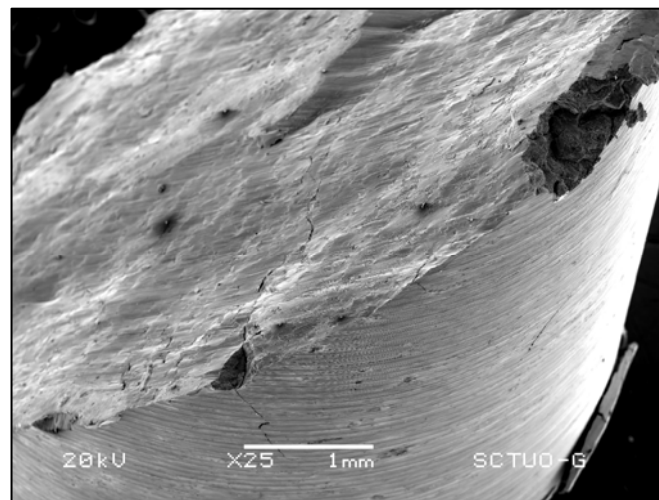


Figura 7.8 Rotura a 45° respecto al eje de aplicación de la carga del acero alto en cromo bajo esfuerzos de compresión (25x)

El aspecto general de la rotura se muestra en las figuras 7.9 y 7.10 para el caso del acero y de la fundición respectivamente, observándose en ambos casos una cierta deformación plástica (recuérdese que el acortamiento a rotura se situó entre el 8 y el 10%).

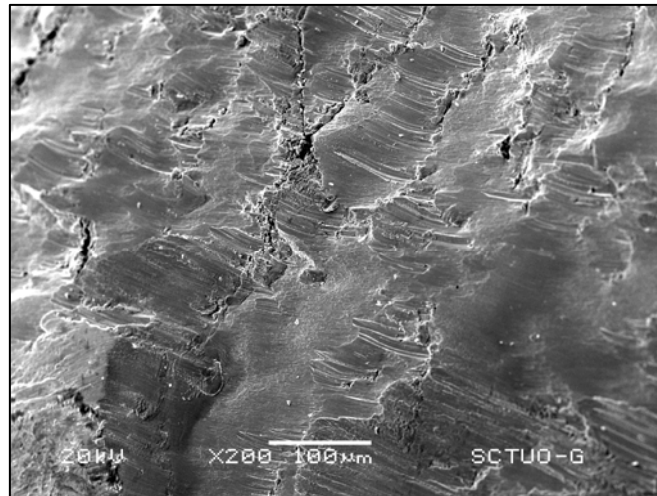


Figura 7.9 Aspecto general de la rotura bajo esfuerzos de compresión en el acero alto en cromo (200x)

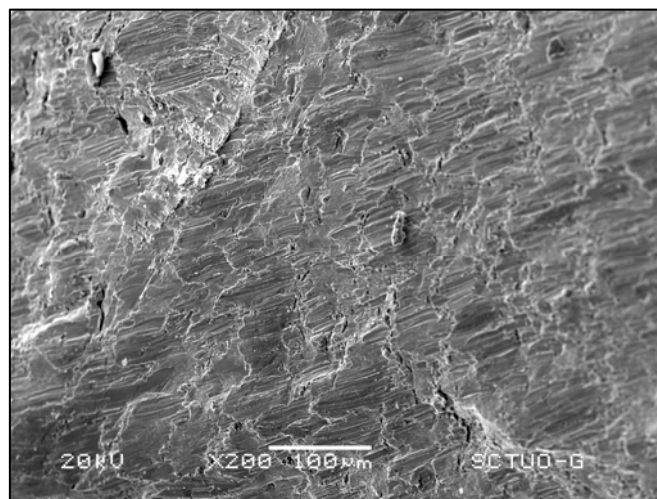


Figura 7.10 Aspecto general de la rotura bajo esfuerzos de compresión en la fundición alta en cromo (200x)

A más aumentos, en ambas aleaciones se observa nítidamente un fuerte deslizamiento superficial. Las zonas dendríticas aparecen aplastadas, al igual que los carburos, mostrando una superficie de fractura bastante uniforme (figuras 7.11 y 7.12). En la figura 7.13 se aprecian con claridad los huecos que dejan los pequeños carburos existentes en el interior de los dendritos al ser arrancados en el curso del proceso de fractura.

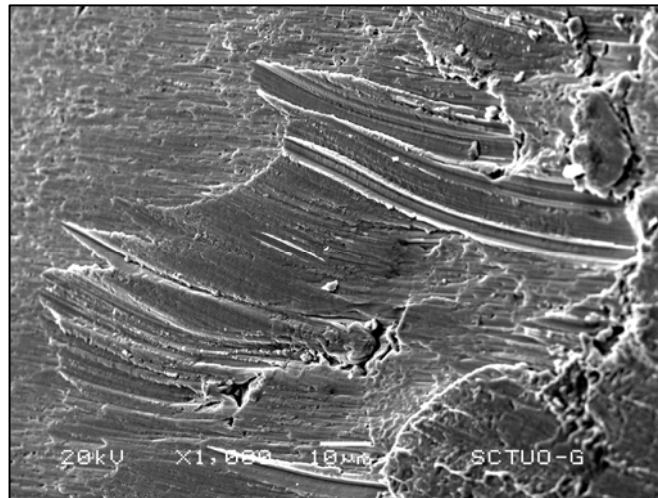


Figura 7.11 Aspecto de la rotura bajo esfuerzos de compresión en el acero alto en cromo (1.000x)

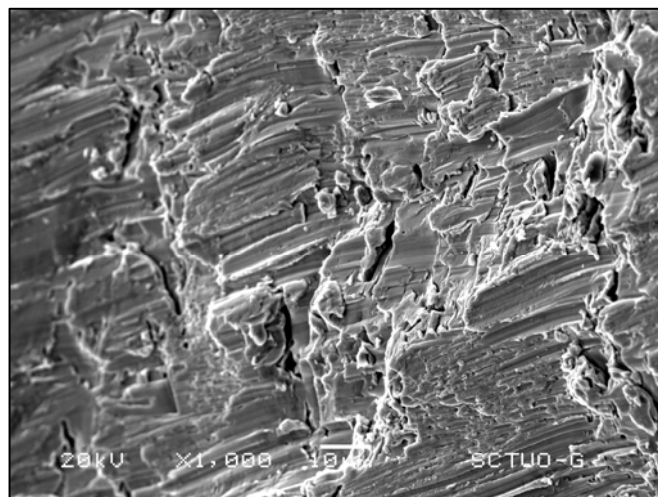


Figura 7.12 Aspecto de la rotura bajo esfuerzos de compresión en la fundición alta en cromo (1.000x)

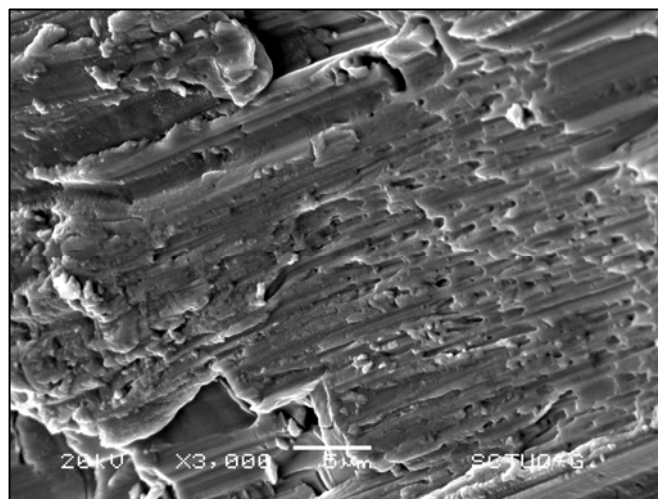


Figura 7.13 Aspecto de la rotura bajo esfuerzos de compresión en la fundición alta en cromo (3.000x)



7.4 ENSAYOS DE TENACIDAD A FRACTURA

La tenacidad a fractura es una de las propiedades a tener en cuenta en el diseño de los cilindros de laminación de bandas en caliente, puesto que al ponerse en servicio, se generan grietas superficiales debido a la fatiga térmica soportada por el cilindro (véase apartado 2.2.5). La tenacidad a fractura del material de la capa del cilindro 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 alto en cromo y fundición alta en cromo se desviaron algo de la linealidad, dando lugar a comportamientos del tipo I (ver apartado 4.8 de técnicas experimentales). Las figuras 7.14 y 7.15 muestran las curvas obtenidas en dos de estos ensayos para el caso del acero alto en cromo y de la fundición alta en cromo respectivamente.

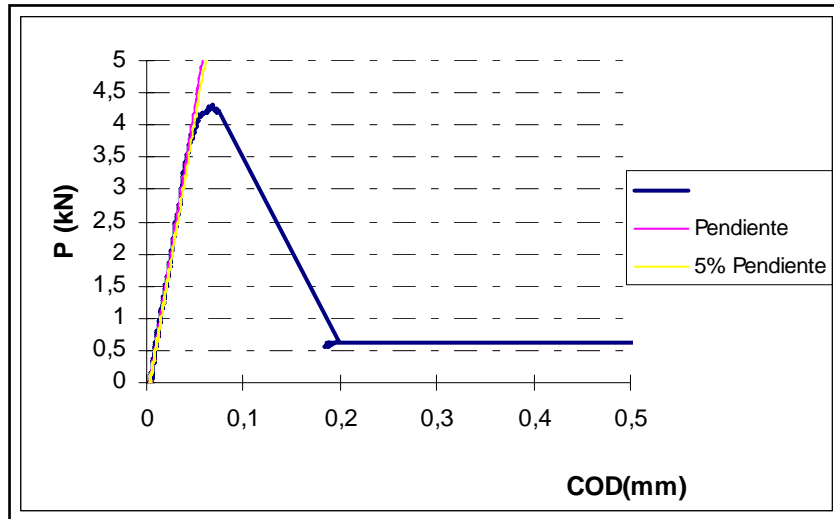


Figura 7.14 Resultado del ensayo de tenacidad a fractura del acero alto en cromo

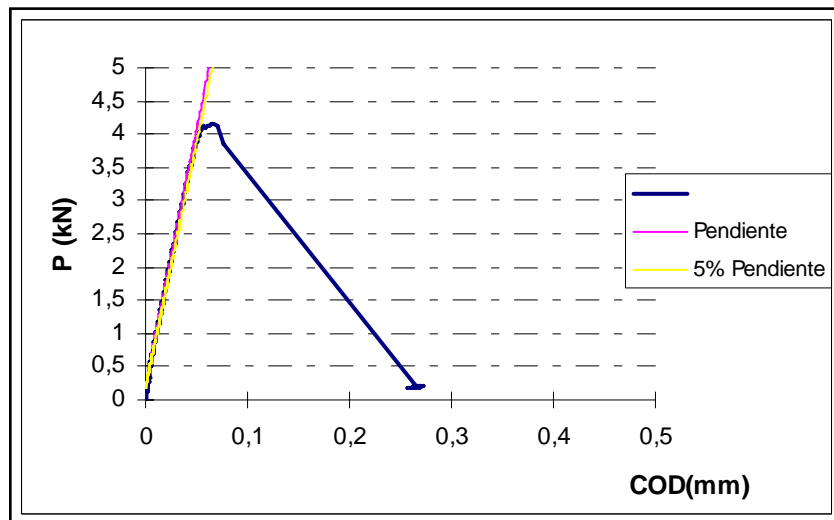


Figura 7.15 Resultado del ensayo de tenacidad a fractura de la fundición blanca alta en cromo



Analizando los resultados obtenidos tras estos ensayos, se han obtenido los valores de P_Q y con ellos se ha podido determinar la K_Q de cada material. Los resultados se muestran en la tabla 7.5.

MATERIAL	K_Q (MPa·m ^{1/2})	$B \geq 2.5(K_{IC}/\sigma_{ys})^2$	$P_{max}/P_Q \leq 1.1$
Acero alto en cromo	29,1	SÍ	NO (1,17)
	36,1	NO	NO (1,11)
	$K_Q = 32,6$ MPa·m^{1/2}		
Fundición blanca alta en cromo	35,6	SI	SI
	35,1	SI	SI
	K_{IC} Fundición=$K_Q = 35,4$ MPa·m^{1/2}		

Tabla 7.5 Resultados obtenidos en los ensayos de tenacidad a fractura

En los ensayos de la fundición blanca alta en cromo se cumplen las condiciones de deformación plana $B \geq 2.5(K_{IC}/\sigma_{ys})^2$ y de plasticidad restringida $\frac{P_{max}}{P_Q} \leq 1.10$, por lo que el parámetro K_Q medido en este material puede considerarse como la tenacidad a fractura, K_{IC} .

En el caso del acero de alto cromo pensamos que se cumple igualmente el criterio de deformación plana, ya que el límite elástico a tracción debe ser apreciablemente mayor a la magnitud medida, tal y como se ha expuesto en los apartados anteriores. Por otro lado, el criterio de plasticidad restringida aunque estrictamente no se cumple, la plasticidad observada en el ensayo ha sido siempre muy pequeña ($P_{max}/P_Q = 1,1-1,2$).

Se ha constatado que el valor de la tenacidad de estos productos es bastante alto en comparación con los datos disponibles en la bibliografía consultada (especialmente en el caso de la fundición de alto cromo). Por esta razón se han representado en un diagrama dureza-tenacidad a la fractura, los puntos correspondientes a los dos productos (acero y fundición de alto cromo) estudiados en este trabajo junto a numerosos valores que se han extraído de las fuentes bibliográficas indicadas en las figuras. Los datos bibliográficos de la figura 7.16 corresponden a fundiciones aleadas al cromo y los de la figura 7.17 a aceros rápidos utilizados igualmente en la fabricación de cilindros de laminación. La ventaja de los dos productos optimizados en este estudio es obvia en ambos casos. Especialmente en el caso de la fundición alta en cromo se ha conseguido elaborar un producto que con una dureza muy alta desarrolla igualmente una tenacidad también importante.

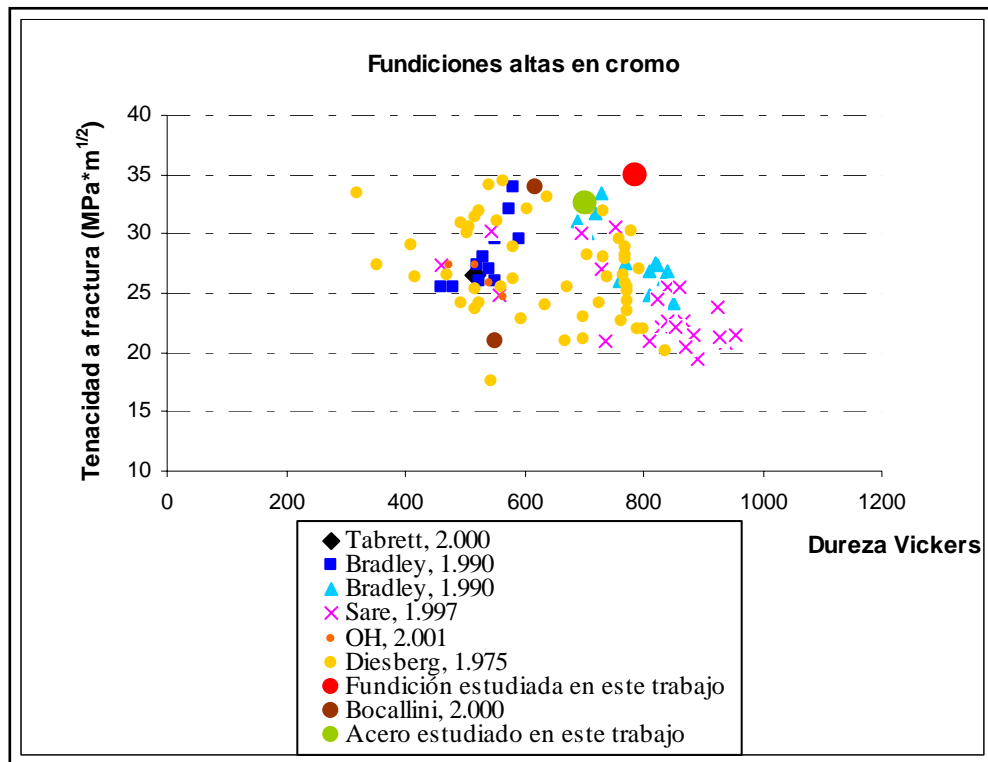


Figura 7.16 Valores de tenacidad a fractura frente a dureza comparados con datos bibliográficos de fundiciones altas en cromo

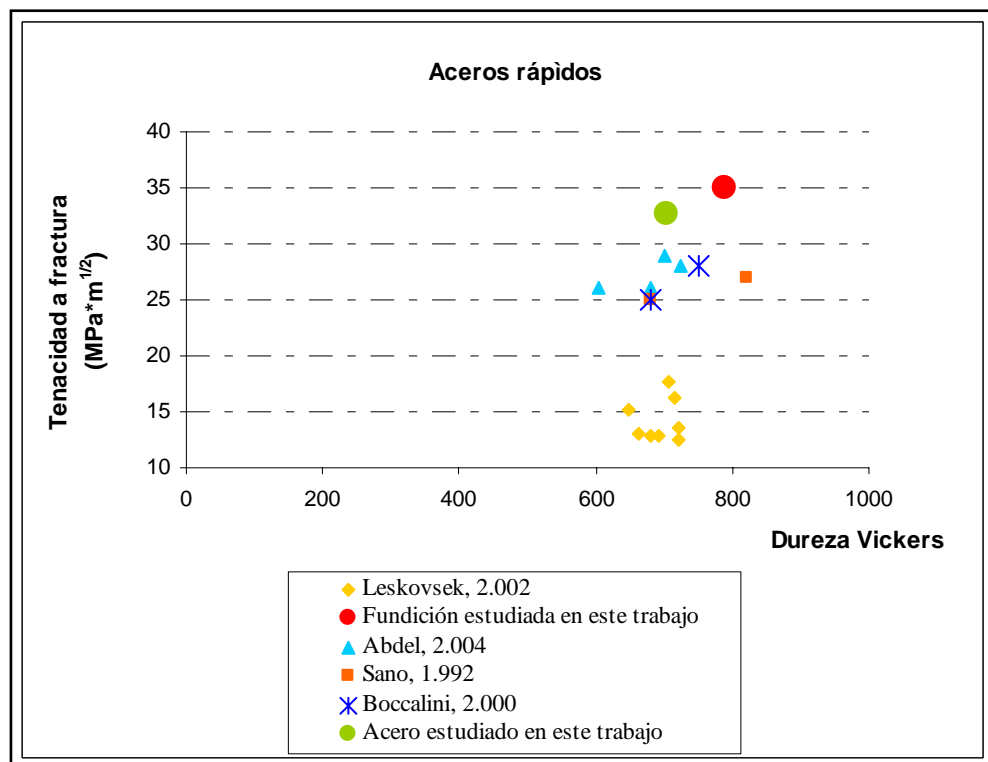


Figura 7.17 Valores de tenacidad a fractura frente a dureza comparados con datos bibliográficos de aceros rápidos



Con ayuda del microscopio electrónico se estudió en primer lugar la superficie fracturada del acero observándose que la rotura es principalmente de tipo frágil, predominantemente intergranular, es decir, la fractura tiene lugar normalmente a través de las regiones interdendríticas ricas en carburos. La figura 7.18 muestra el inicio de la fractura desde el frente de grieta generado por fatiga y las figuras 7.19 y 7.20 aspectos generales de la superficie de fractura del acero alto en cromo. En todas estas fractografías se aprecia nítidamente la microestructura del acero, con sus dendritos y carburos interdendríticos.

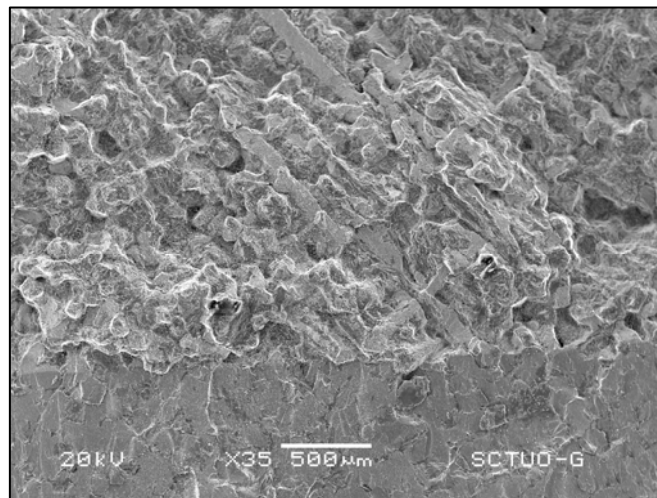


Figura 7.18 Aspecto general de la superficie fracturada creada justo a continuación de la grieta generada por fatiga en el ensayo de tenacidad a fractura del acero alto en cromo (35x)

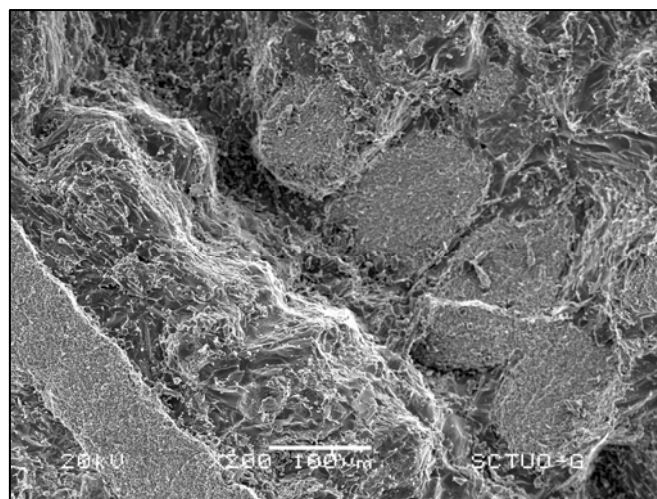


Figura 7.19 Aspecto de la superficie fracturada en el ensayo de tenacidad a fractura del acero alto en cromo (200x)

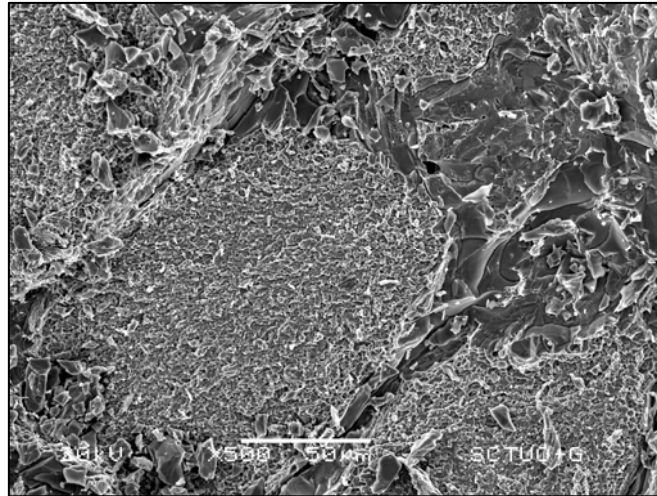


Figura 7.20 Dendritos rodeados de carburos en la superficie fracturada del acero alto en cromo (500x)

A más aumentos (figuras 7.21 y 7.22) se aprecia todavía con mayor claridad otros aspectos concretos de la fractura. Aparecen grietas en los carburos que rodean a los dendritos, poniéndose también de manifiesto la rotura de la intercara carburo-fase dendrítica. Las diferentes fractografías expuestas diferencian la rotura totalmente frágil de los carburos de la rotura de aspecto dúctil de la fase dendrítica, caracterizada por la presencia de numerosas microcavidades desarrolladas alrededor de los pequeños carburos precipitados en el interior de las regiones dendríticas (de tamaño inferior al micrómetro).

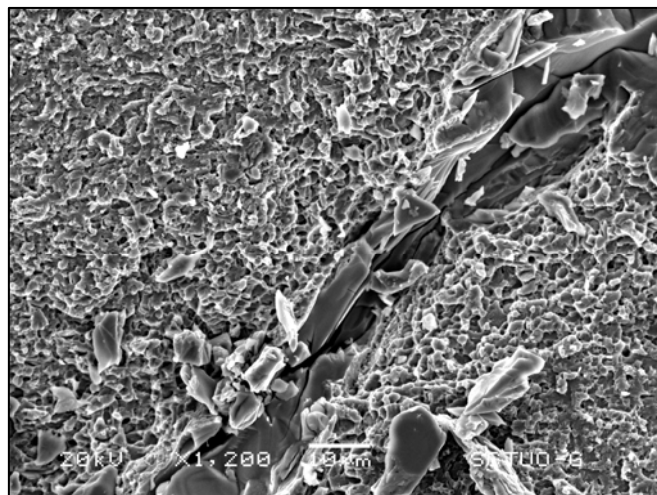


Figura 7.21 Rotura de los carburos situados entre los dendritos en el ensayo de tenacidad a fractura del acero alto en cromo (1.200x)

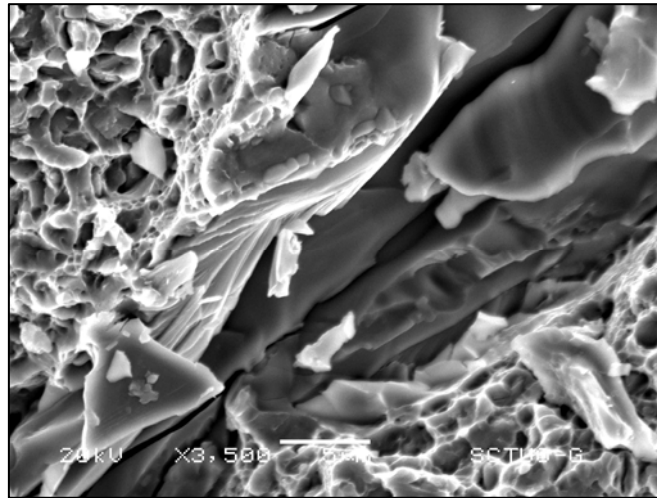


Figura 7.22 Detalle de la rotura de los carburos interdendríticos y su región adyacente (3.500x)

En el estudio microfractográfico de la fundición se observó un comportamiento a fractura similar al del acero, con una rotura predominantemente intergranular. La figura 7.23 muestra una vista general del aspecto de la superficie de fractura justo delante de la grieta originada por fatiga.

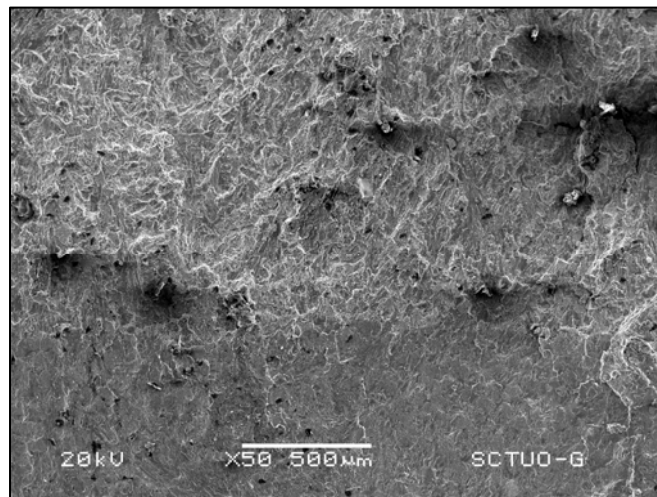


Figura 7.23 Aspecto general de la superficie fracturada creada justo a continuación de la grieta generada por fatiga en el ensayo de tenacidad a fractura de la fundición alta en cromo (50x)

A más aumentos, se pone de manifiesto claramente el carácter intergranular de la rotura, apreciándose carburos eutécticos rotos y también despegues en la zona de la intercara dendrito-matriz (figuras 7.24, 7.25 y 7.26). La microestructura general de la fundición también se aprecia con bastante claridad en todas estas fractografías.

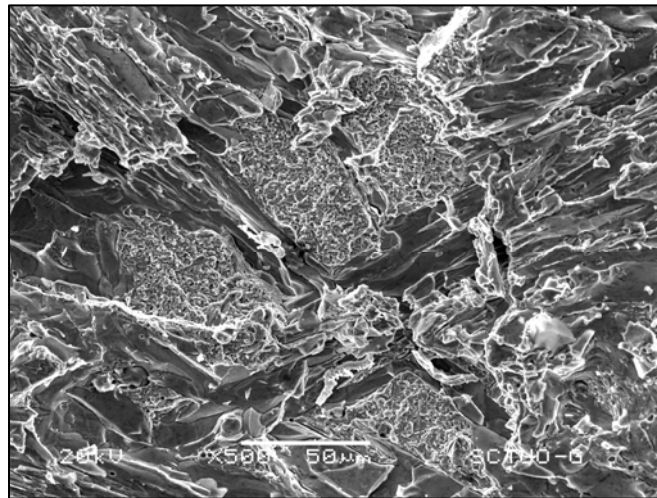


Figura 7.24 Aspecto general de la superficie fracturada en el ensayo de tenacidad a fractura de la fundición alta en cromo (500x)

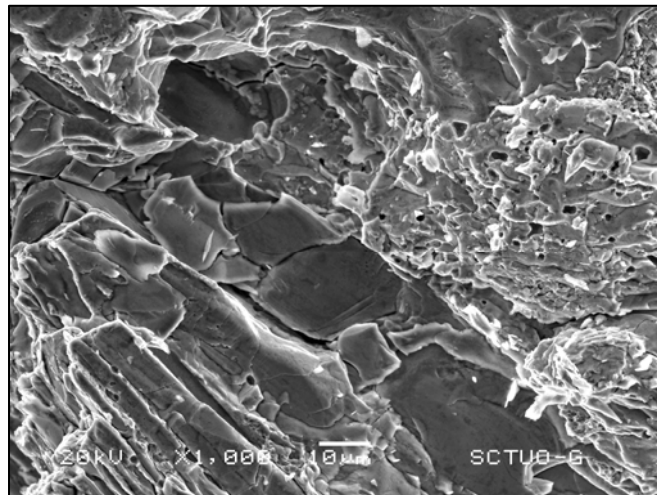


Figura 7.25 Aspecto general de la superficie fracturada en el ensayo de tenacidad a fractura de la fundición alta en cromo (1.000x)

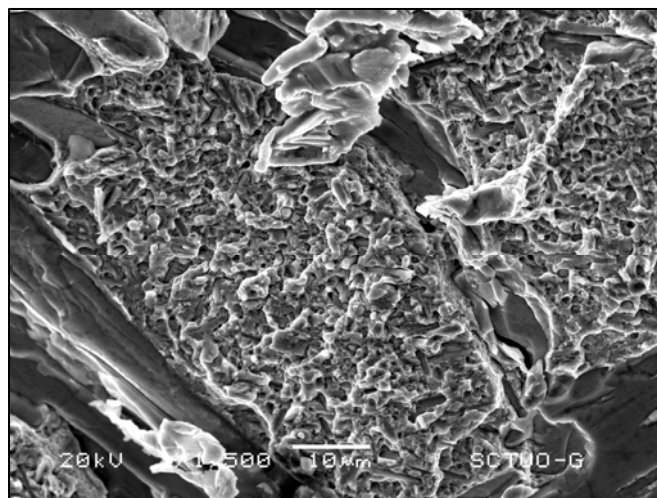


Figura 7.26 Dendrito rodeado de carburos en la superficie fracturada de la fundición con alto contenido en cromo (1.500x)

En las zonas dendríticas se observan tanto microcavidades como pequeños carburos despegados de tamaño inferior a un micrómetro (figuras 7.27 y 7.28).

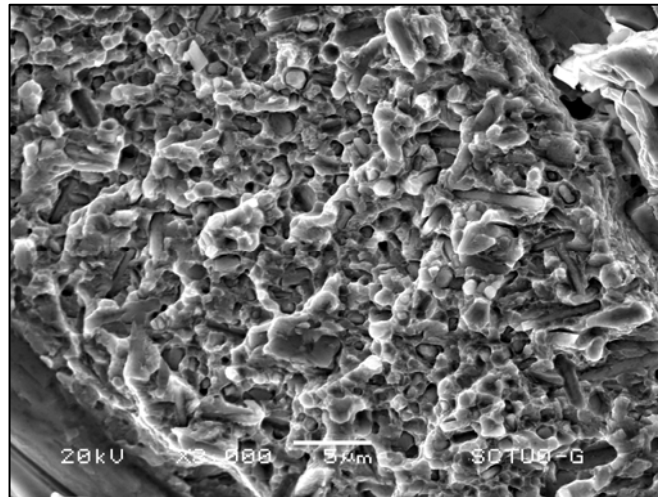


Figura 7.27 Dendrito rodeado de carburos en la superficie fracturada de la fundición con alto contenido en cromo (3.000x)

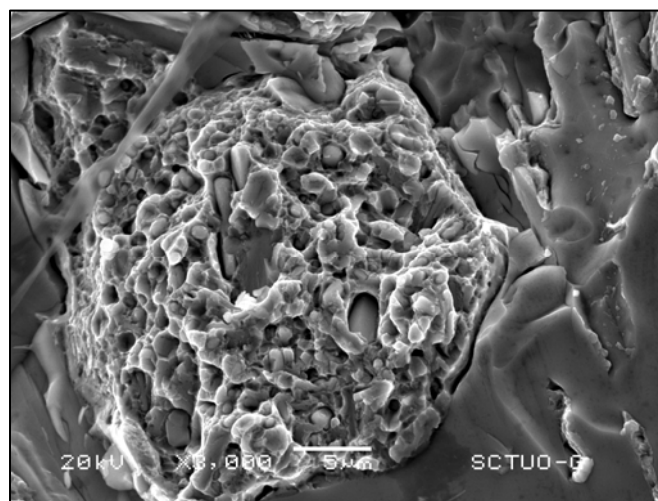


Figura 7.28 Dendrito rodeado de carburos en la superficie fracturada de la fundición con alto contenido en cromo (3.000x)

7.5 ENSAYOS DE OXIDACIÓN

Se han realizado ensayos de oxidación sobre el acero alto en cromo y la fundición blanca alta en cromo, previamente tratados térmicamente, en seis probetas de dimensiones $16 \times 11 \times 12 \text{ mm}^3$ perfectamente preparadas (desbastadas hasta la lija de 600). Tres de ellas se introdujeron en un horno a 500°C y otras tres a 600°C , durante intervalos de tiempo de 1h, 2h, 4h, 8h, 16h, 40h y 80h entre



pesadas. Las figuras 7.29 y 7.30 muestran la ganancia de peso por mm^2 del acero alto en cromo y de la fundición blanca alta en cromo respectivamente, en los ensayos de oxidación realizados al aire a 500 y 600°C.

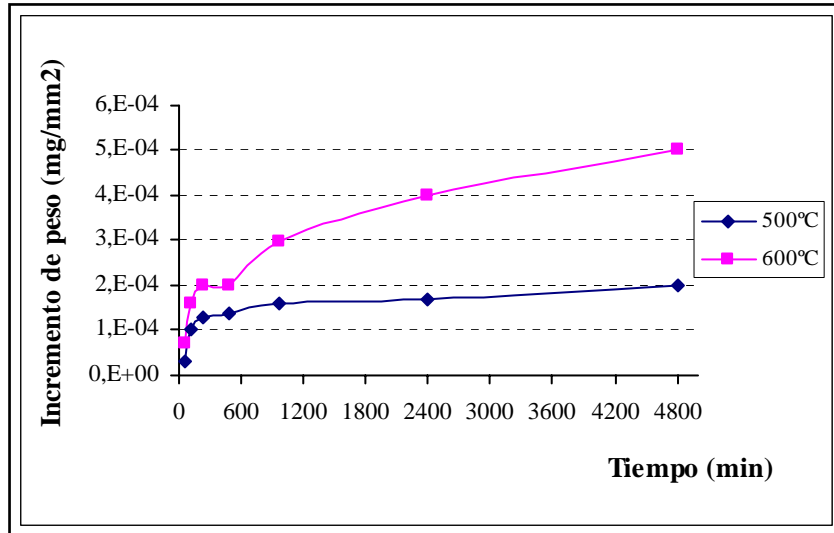


Figura 7.29 Ganancia en peso por unidad de superficie del acero alto en cromo tratado térmicamente, tras ensayos de oxidación al aire a 500 y 600°C

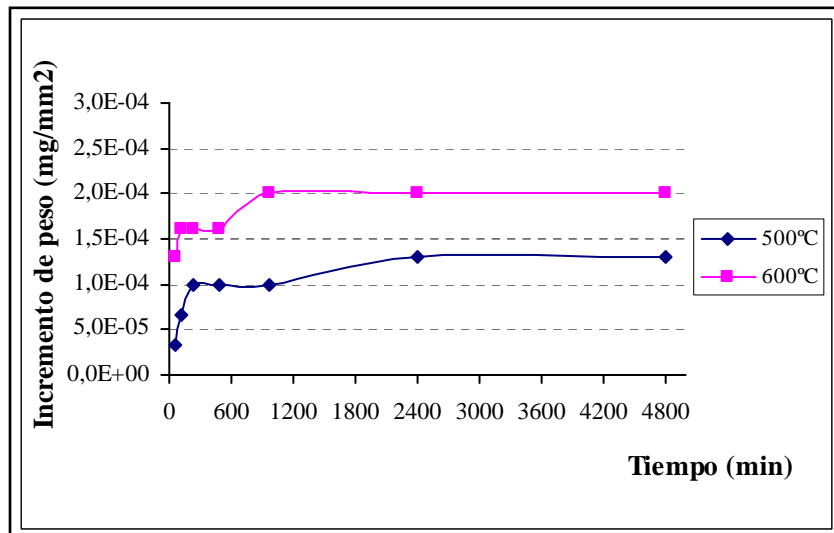


Figura 7.30 Ganancia en peso por unidad de superficie de la fundición blanca alta en cromo tratada térmicamente, tras ensayos de oxidación al aire a 500 y 600°C

Como puede apreciarse en ambos casos, apenas se produce ganancia de peso tras las 80 horas de mantenimiento a la temperatura de 600°C (ronda las cinco diezmilésimas de miligramo por mm^2 en el



caso del acero y las dos diezmilésimas de miligramo por mm² en el caso de la fundición), y ese aumento es aún menor para la temperatura de 500°C.

Quizás resulta más sencillo hacerse una idea de la magnitud de la oxidación sufrida por las probetas en estos ensayos si se expresa como espesor de la capa de óxido formada (espesor supuestamente uniforme). Su cálculo es inmediato a partir de la densidad del óxido ($\rho_{Cr_2O_3}=5,21\text{g/cm}^3$, *ASM Engineered Materials, 1.989*). Teniendo en cuenta la reacción de oxidación del cromo: $4Cr + 3O_2 \longrightarrow 2Cr_2O_3$, el espesor de la capa de óxido puede calcularse mediante la fórmula:

$$\frac{\frac{mgO_2}{mm^2} \times \frac{304gCr_2O_3}{96gO_2}}{\rho(\frac{mgCr_2O_3}{mm^3})} = \text{mm de la capa de óxido}$$

El espesor de la capa de óxido resultante en cada caso al cabo de 80 horas se muestra en la tabla 7.6.

Material	Espesor (µm)
Acero alto en cromo, 500°C	0,12
Acero alto en cromo, 600°C	0,3
Fundición blanca alta en cromo, 500°C	0,08
Fundición blanca alta en cromo, 600°C	0,12

Tabla 7.6 Espesor de la capa de óxido al cabo de 80 horas en el acero y la fundición altos en cromo

Resultan valores de la capa de oxido en torno a la décima de micrómetro, por lo que se debe prever que en ningún momento llegará a formarse una capa de óxido continua.

La baja oxidación sufrida por estos materiales es debido al elevado porcentaje de cromo presente en su composición. La adición de cromo proporciona una adecuada protección contra la oxidación hasta unos 760°C de tal manera que, de acuerdo con Davis, cuando se necesita alta resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas y durante largos periodos de tiempo, se utilizan fundiciones blancas con un contenido en cromo entre 15-35%. (*Davis, 1.996*)

Tanto en el caso del acero como de la fundición estudiados en este trabajo, se aprecia una relación parabólica entre la ganancia en peso por unidad de superficie y el tiempo. Esto implica que la velocidad de oxidación disminuye a medida que aumenta el grosor de la capa de óxido (recubrimiento protector, *Casanovas, 2.002*).



Las constantes cinéticas de la oxidación 'k' representativas de estas cinéticas pueden calcularse a partir de la pendiente de la recta de regresión de los datos de oxidación representados en el gráfico que enfrenta la ganancia de peso por unidad de superficie frente a la raíz cuadrada del tiempo:

$$\left(\frac{\Delta m}{\Sigma s}\right) = k * \sqrt{t}$$

Las figuras 7.31 y 7.32 muestran estas representaciones para el acero y la fundición a 500 y 600°C.

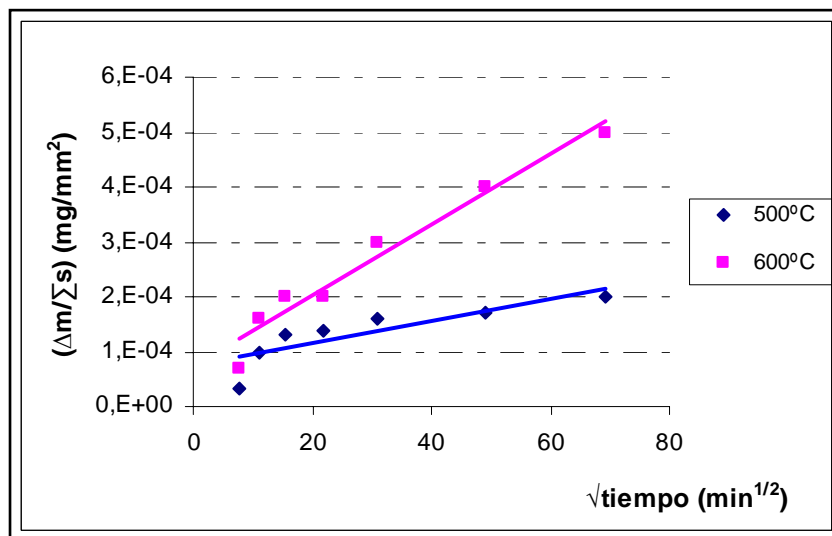


Figura 7.31 Ganancia de peso por unidad de superficie frente a la raíz cuadrada del tiempo en el acero alto en cromo

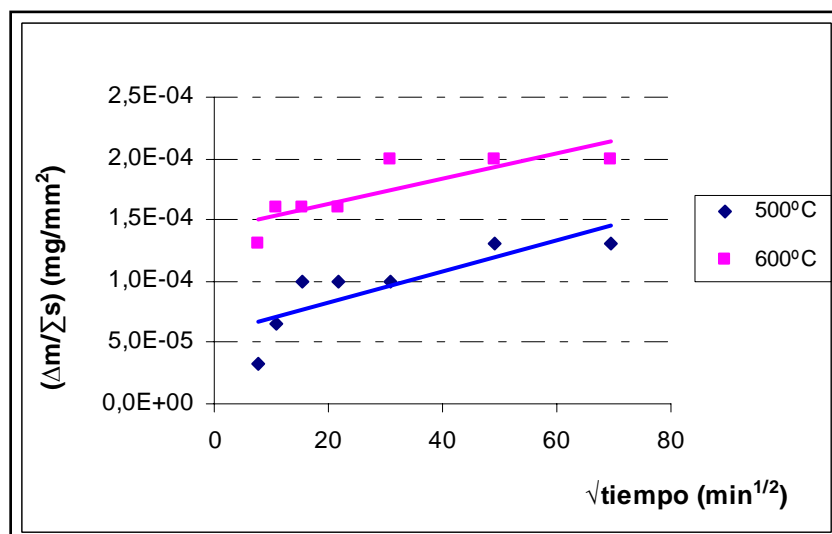


Figura 7.32 Ganancia de peso por unidad de superficie frente a la raíz cuadrada del tiempo en la fundición de alto cromo



La tabla 7.7 expone los valores de los coeficientes k obtenidos en los cuatro casos:

Material	k ($mg/(mm^3 \cdot min^{1/2})$)
Acero alto en cromo, 500°C	$1,8 \times 10^{-6}$
Acero alto en cromo, 600°C	$7,4 \times 10^{-6}$
Fundición blanca alta en cromo, 500°C	$1,7 \times 10^{-6}$
Fundición blanca alta en cromo, 600°C	1×10^{-6}

Tabla 7.7 Constantes cinéticas de la oxidación ' k ' calculadas a partir de la ganancia de peso por unidad de superficie frente a la raíz cuadrada del tiempo

La relación entre la ganancia de peso por unidad de superficie al cuadrado $\left(\frac{\Delta m}{\Sigma s}\right)^2$, y el tiempo de exposición viene regulada por la ecuación de Arrhenius:

$$\left(\frac{\Delta m}{\Sigma s}\right)^2 = k_0 \cdot t \cdot e^{(-Q/R \cdot T)}$$

siendo Q la energía de activación, R la constante universal de los gases ($8,314 \text{ J/K} \cdot \text{mol}$) y t el tiempo. Para el caso de los materiales objeto de estudio en este trabajo, se han estimado las constantes Q y k_0 a partir de los ensayos realizados. Estos resultados se recogen en la tabla 7.8.

MATERIAL	Q (kJ/mol)	k_0 ($mg^2/(mm^4 \cdot h)$)
Acero alto en cromo	103	$4,5 \times 10^{-3}$
Fundición blanca alta en cromo	46	$2,74 \times 10^{-7}$

Tabla 7.8 Valores de Q y k_0 obtenidos en los ensayos de oxidación del acero y la fundición blanca altos en cromo

Con estos valores se puede representar la cinética de la oxidación de este acero a cualquier temperatura, siempre que no se modifique el tipo de óxido superficial generado en el ensayo.

Si se examinan en el microscopio las superficies de las probetas sometidas a 500°C durante 80 horas (figuras 7.33, 7.34, 7.35 y 7.36), puede apreciarse que apenas se produce oxidación en el caso de los dos materiales estudiados. Solo se observa nítidamente las rayas producidas en el desbaste de la superficie de la muestra realizado antes del inicio del ensayo de oxidación.

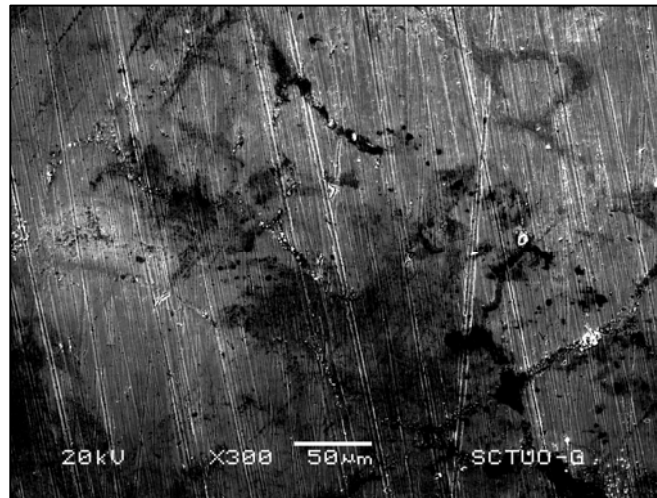


Figura 7.33 Superficie del acero alto en cromo oxidada al aire a 500°C-80h (300x)

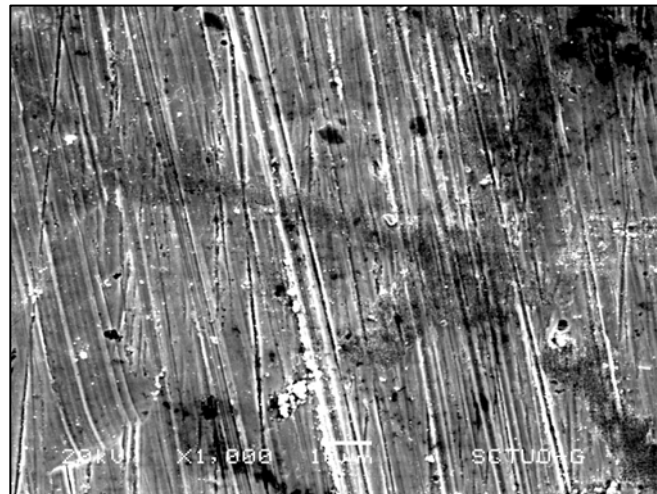


Figura 7.34 Superficie del acero alto en cromo oxidada al aire a 500°C-80h (1.000x)

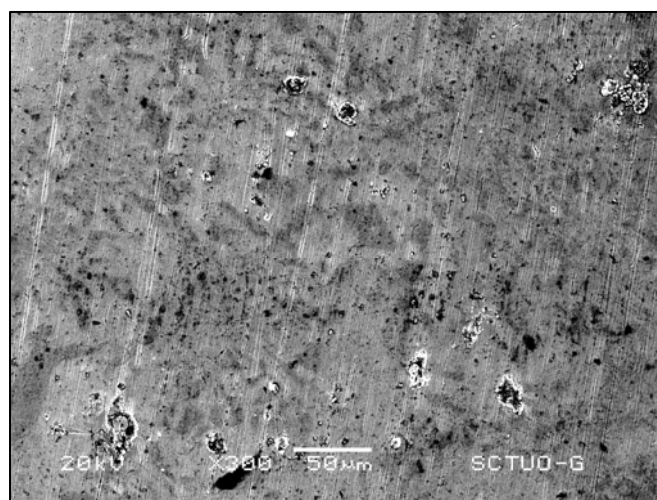


Figura 7.35 Superficie de la fundición alta en cromo oxidada al aire a 500°C-80h (300x)

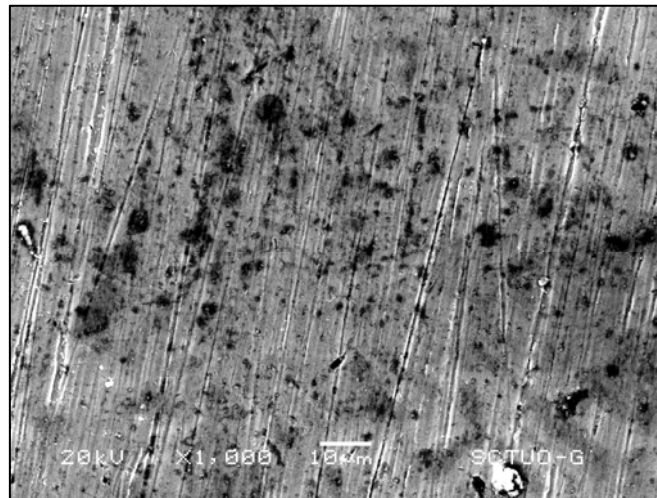


Figura 7.36 Superficie de la fundición alta en cromo oxidada al aire a 500°C-80h (1.000x)

Sólo a 3.000x se aprecian algunas agujas de óxidos (figura 7.37):

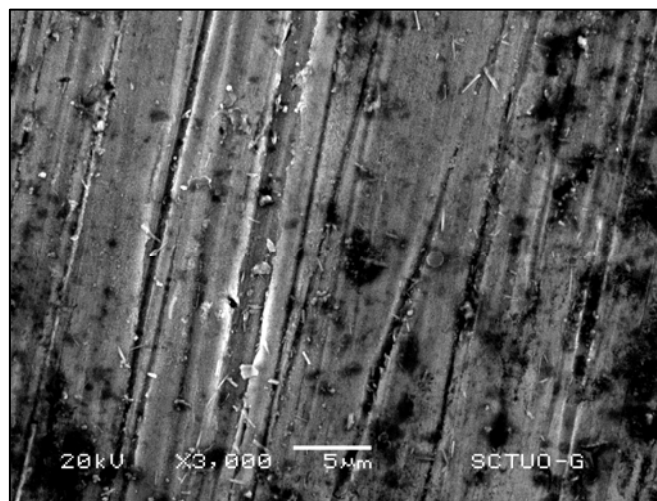


Figura 7.37 Superficie de la fundición alta en cromo oxidada al aire a 500°C-80h (3.000x)

Sin embargo, después de la exposición a 600°C durante 80 horas, comienzan a formarse ya pequeñas agrupaciones de óxidos a pesar de que la oxidación sigue siendo mínima, es decir, estos materiales tal y como se había constatado en el análisis de la ganancia de peso de las probetas, apenas se oxidan tampoco a esta temperatura. En el caso del acero alto en cromo, los óxidos se forman en las regiones interdendríticas asociadas a la red de carburos, mientras que en el caso de la fundición no está tan claro ya que la formación de óxido es muy inferior y no se aprecia con claridad la microestructura sino que siguen observándose con claridad las rayas o surcos creados en la operación de desbaste previa (figuras 7.38-7.44).



Un estudio realizado con cuatro composiciones distintas de aceros al cromo, reveló que el volumen de la fracción de carburos primarios influye directamente en la velocidad de oxidación, siendo ésta mayor cuanto mayor es la fracción volumétrica de dichos carburos, dado que ésta se origina en la interfase carburo-matriz (*Molinari, 2.001*).

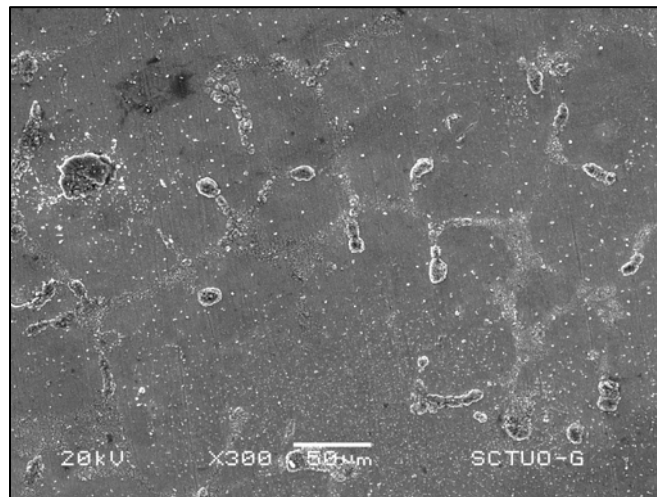


Figura 7.38 Superficie del acero alto en cromo oxidada al aire a 600°C-80h (300x)

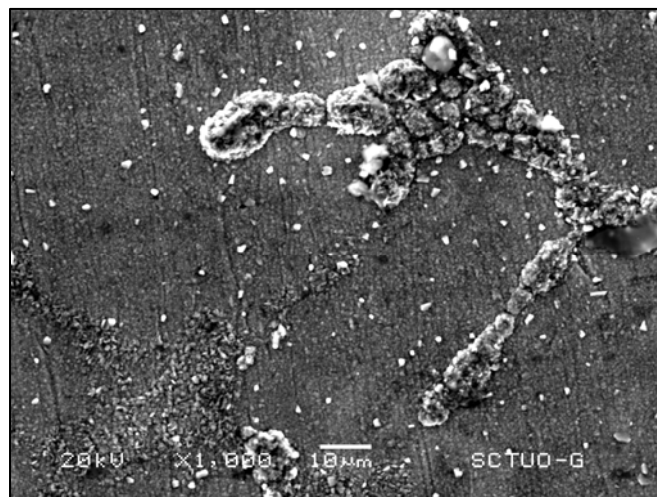


Figura 7.39 Superficie del acero alto en cromo oxidada al aire a 600°C-80h (1.000x)

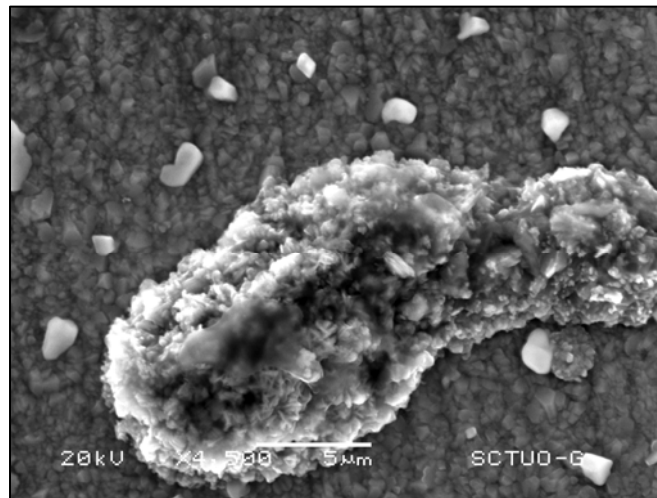


Figura 7.40 Detalle de la acumulación del óxido en el acero alto en cromo (4.500x)

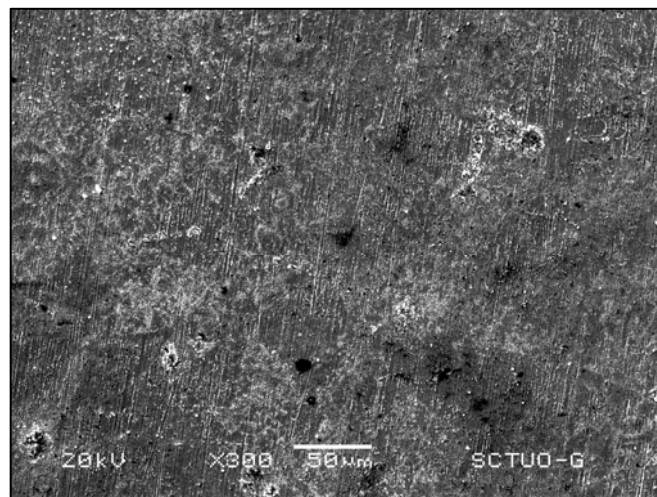


Figura 7.41 Superficie de la fundición alta en cromo oxidada al aire a 600°C-80h (300x)

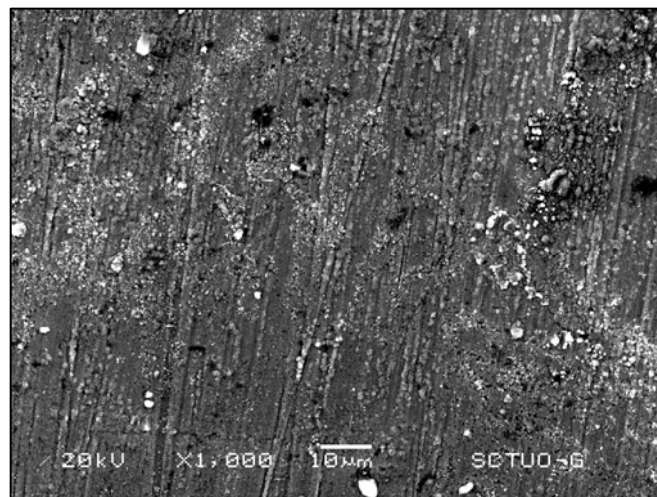


Figura 7.42 Superficie de la fundición alta en cromo oxidada al aire a 600°C-80h (1.000x)

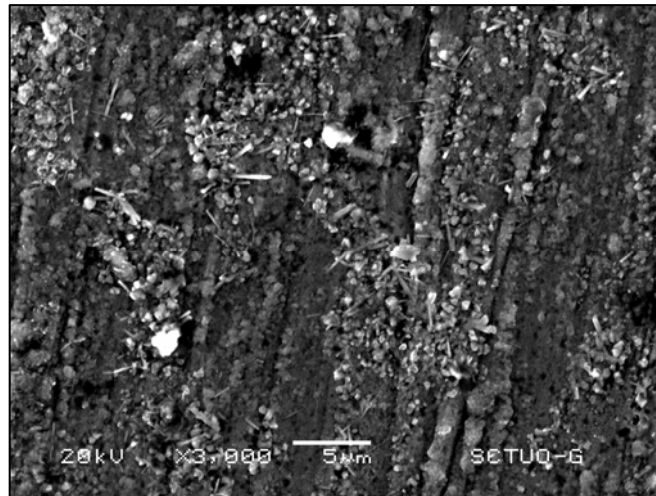


Figura 7.43 Superficie de la fundición alta en cromo oxidada al aire a 600°C-80h (3.000x)

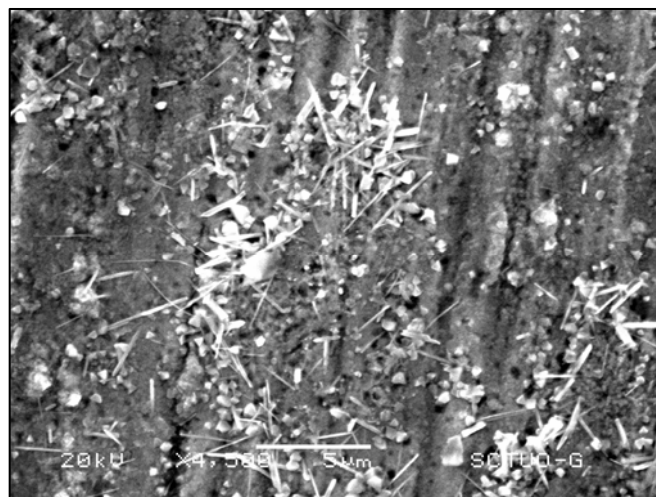


Figura 7.44 Superficie de la fundición alta en cromo oxidada al aire a 600°C-80h (4.500x)

Con objeto de identificar el tipo de óxido formado en las superficie de ambos materiales, se ha realizado un análisis por difracción de rayos X de las superficies oxidadas, resultando en ambos casos ser tal y como se había supuesto al realizar el cálculo del espesor de la capa oxidada Cr_2O_3 . Los espectros de difracción de ambos ensayos se muestran en las figuras 7.45 y 7.46.

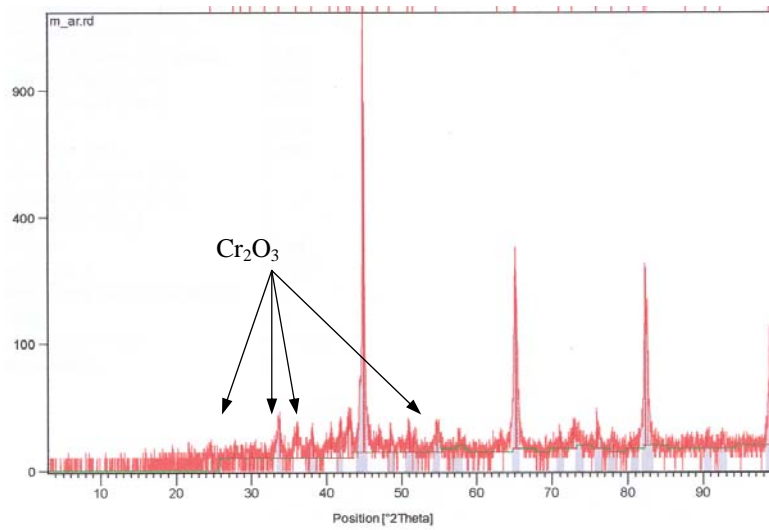


Figura 7.45 Espectro de difracción de rayos X obtenido de la superficie oxidada a 600°C del acero con alto contenido en cromo

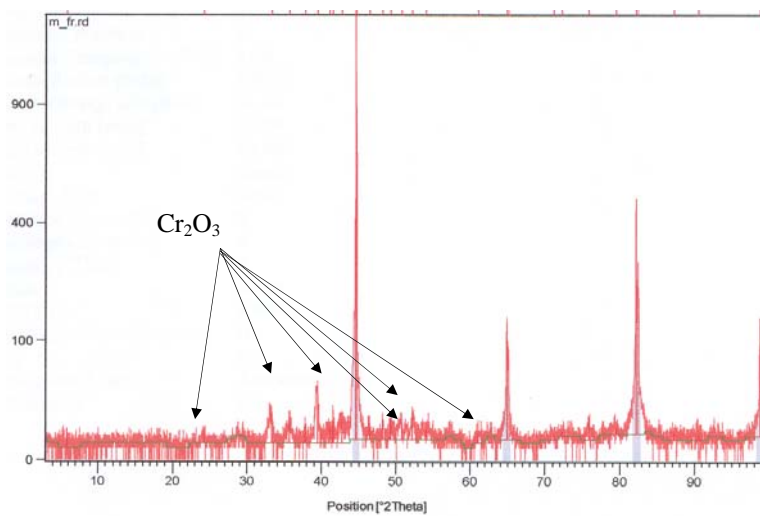


Figura 7.46 Espectro de difracción de rayos X obtenido de la superficie oxidada a 600°C de la fundición con alto contenido en cromo

7.6 ENSAYOS DE DESGASTE

Dado que el desgaste es una de las mayores causas de deterioro de los cilindros de laminación, se ha estudiado el comportamiento frente al desgaste del acero alto en cromo y de la fundición blanca



alta en cromo tras haber sido sometidos a los tratamientos térmicos óptimos en cada caso (expuestos en el apartado 7.1).

Los factores ambientales, tales como la temperatura y humedad, pueden influir en el comportamiento al desgaste del material. Como el trabajo de los cilindros de bandas en caliente va a tener lugar a elevadas temperaturas (debido al contacto con el material a laminar), se han ejecutado dos tipos de ensayos de desgaste: a temperatura ambiente y en caliente.

7.6.1 ENSAYOS DE DESGASTE A TEMPERATURA AMBIENTE

Se han realizado tres ensayos de desgaste en cada material a temperatura ambiente bajo cargas de 16,15kg, en probetas de dimensiones $16 \times 10 \times 6,5 \text{mm}^3$, siguiendo el procedimiento explicado en el apartado 4.10 del capítulo dedicado a la descripción de las técnicas experimentales.

Los datos de las pesadas cada 1.000m recorridos se muestran en las tablas 7.9 y 7.10 para el caso del acero alto en cromo y la fundición blanca alta en cromo respectivamente, y la media de esos resultados se recoge en la figura 7.47.

DESGASTE	PESO INICIAL (g)	P1(g) 1.000m	P2(g) 2.000m	P3(g) 3.000m	P4(g) 4.000m	P5(g) 5.000m	P6(g) 6.000m	P7(g) 7.000m
D1	8,5347	8,5035	8,4847	8,4665	8,4505	8,4356	8,4186	8,4021
D2	8,4451	8,4248	8,4052	8,3843	8,3659	8,3489	8,3329	8,3162
D3	8,2052	8,1859	8,1659	8,1472	8,1304	8,1138	8,0984	8,0833

Tabla 7.9 Datos de pesadas cada 1.000m de recorrido en el ensayo de desgaste del acero alto en cromo

DESGASTE	PESO INICIAL (g)	P1(g) 1.000m	P2(g) 2.000m	P3(g) 3.000m	P4(g) 4.000m	P5(g) 5.000m	P6(g) 6.000m	P7(g) 7.000m
D1	7,3914	7,3862	7,3782	7,3698	7,3615	7,3528	7,3451	7,3371
D2	7,3591	7,3490	7,3397	7,3309	7,3226	7,3143	7,3056	7,2970
D3	7,3193	7,3152	7,3084	7,3018	7,2946	7,2872	7,2796	7,2725

Tabla 7.10 Datos de pesadas cada 1.000m de recorrido en el ensayo de desgaste de la fundición alta en cromo

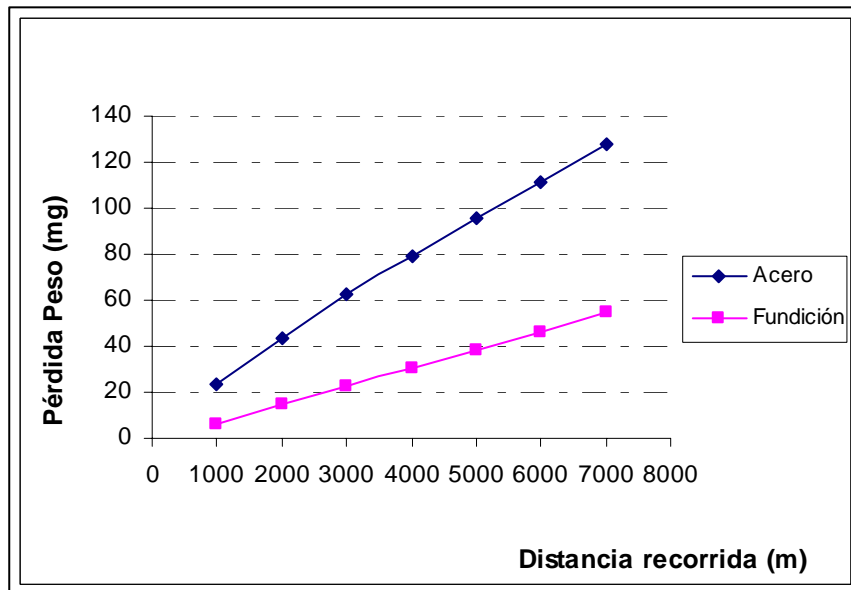


Figura 7.47 Desgaste medio del acero alto en cromo y de la fundición alta en cromo a temperatura ambiente

Atendiendo a la figura, se puede decir que la fundición blanca alta en cromo es más resistente al desgaste que el acero alto en cromo. A lo largo de 7.000m de recorrido, la pérdida de peso de la fundición medida en miligramos es del orden de la mitad que la del acero alto en cromo. En ambos casos, los tres ensayos realizados en cada material han dado resultados muy similares, mostrando un comportamiento muy estable y gráficos muy lineales que se corresponden con valores de desgaste constantes en función del espacio recorrido.

La relación entre el volumen desgastado en función de la carga aplicada, de la dureza del acero y de la distancia recorrida viene caracterizada por el coeficiente de desgaste K, que se puede calcular mediante la relación desarrollada por Holm y Archard: (Chattopadhyay, 2001) (Khanna, 2001)

$$K = \frac{V/d}{F_n/H}$$

Conocidas las densidades de ambos materiales ($\rho=7,7\text{g/cm}^3$, ASM Metal Handbook 3, 1.978 y $\rho=7,4\text{g/cm}^3$, ASM Metal Handbook 1, 1.978) es posible conocer el volumen perdido en función de la distancia recorrida. Calculando la pendiente V/d de esas gráficas y teniendo en cuenta que en nuestros ensayos la carga aplicada fue de 16,15kg, la dureza del acero vale 703HV y la dureza de la fundición blanca alta en cromo vale 788HV, se obtienen valores adimensionales del coeficiente K para el acero y la fundición respectivamente de $K= 9,4 \times 10^{-5}$ y $K= 5 \times 10^{-5}$.



Conocido este valor de K es posible conocer la pérdida de volumen de ese material para cualquier longitud deslizada, fuerza normal aplicada o dureza del producto si se mantienen el resto de condiciones del ensayo.

La K obtenida en el caso de la fundición, es apreciablemente menor que la obtenida para el acero, lo que indica, que bajo las mismas condiciones, la pérdida de volumen por desgaste será muy inferior en la fundición blanca alta en cromo, como se ponía de manifiesto en los ensayos realizados.

En general, comparadas con otros materiales, las fundiciones blancas hipoeutécticas altas en cromo tienen una excelente resistencia al desgaste, debido al elevado porcentaje de duros carburos eutécticos que componen su estructura. (Tabrett, 1.996)

Con la ayuda del microscopio electrónico de barrido se han observado las superficies desgastadas de las probetas ensayadas de los dos tipos de materiales, poniéndose de manifiesto que el micromecanismo de daño operativo en ambos casos es el de fallo dúctil, consistente en una fuerte deformación plástica de la superficie de contacto por compresión, hasta el punto de que en ésta queda perfectamente marcada la impronta del anillo contraprobeta. En las figuras 7.48 y 7.49 puede verse una vista general de la pista desgastada de cada material.

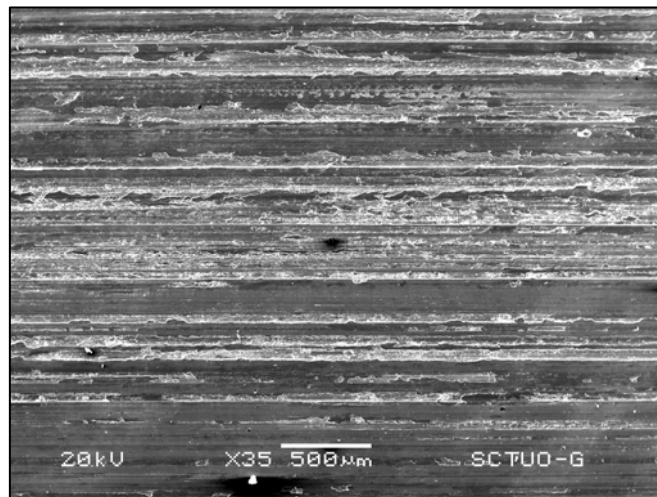


Figura 7.48 Vista general de la pista desgastada del acero alto en cromo (35x)

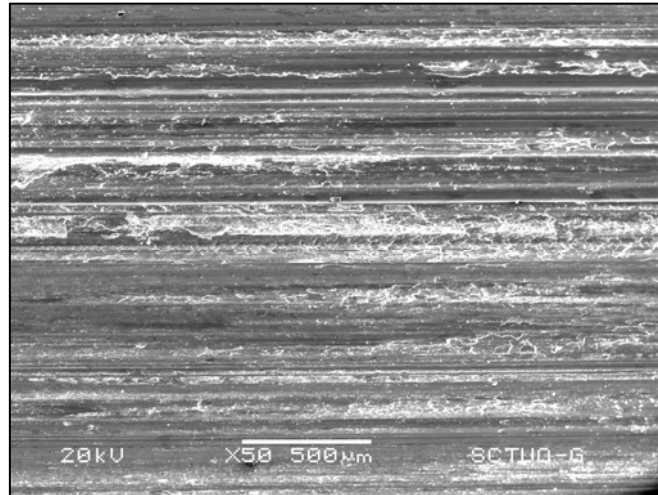


Figura 7.49 Vista general de la pista desgastada de la fundición blanca alta en cromo (50x)

En ambos materiales, observando la superficie de las probetas a más aumentos (figuras 7.50-7.55) pueden apreciarse unas zonas planas deformadas plásticamente a compresión y otras zonas descascarillándose o ya fracturadas, llegando en algunos casos a apreciarse la formación de grietas superficiales y el mecanismo de delaminación.

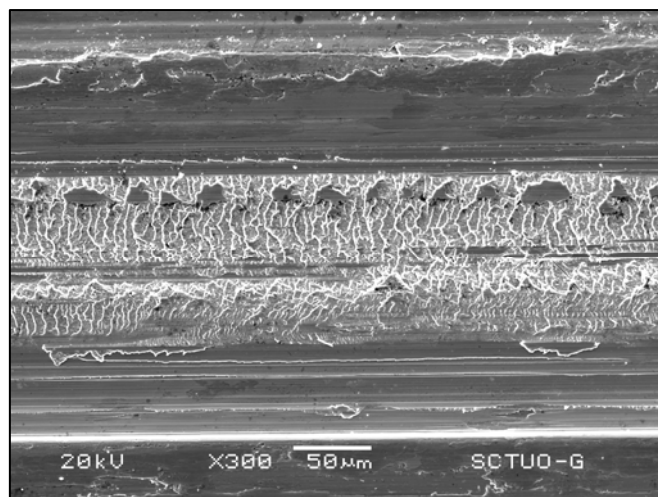


Figura 7.50 Zona central de la banda de desgaste. Zonas planas deformadas plásticamente y zonas descascarilladas en el acero alto en cromo (300x)

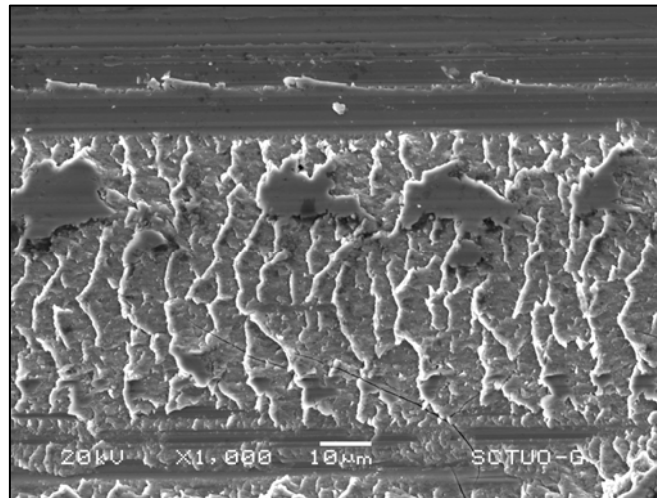


Figura 7.51 Zona central de la banda de desgaste. Separación entre la zona deformada plásticamente y la zona descascarillada en el acero alto en cromo (1.000x)

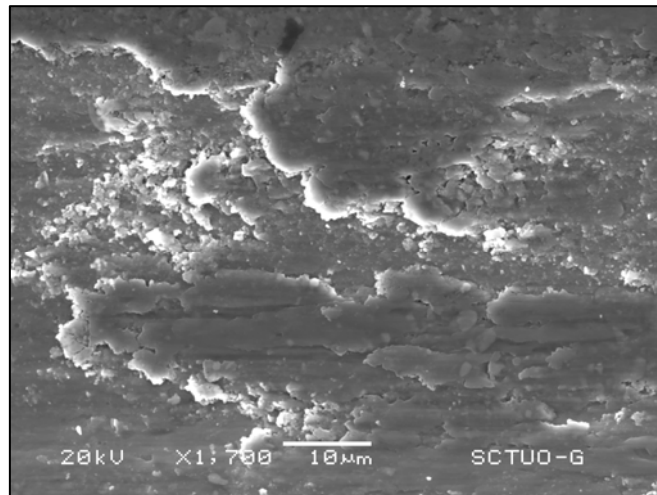


Figura 7.52 Zona central de la banda de desgaste. Detalle del proceso de deterioro superficial en el acero alto en cromo (1.700x)

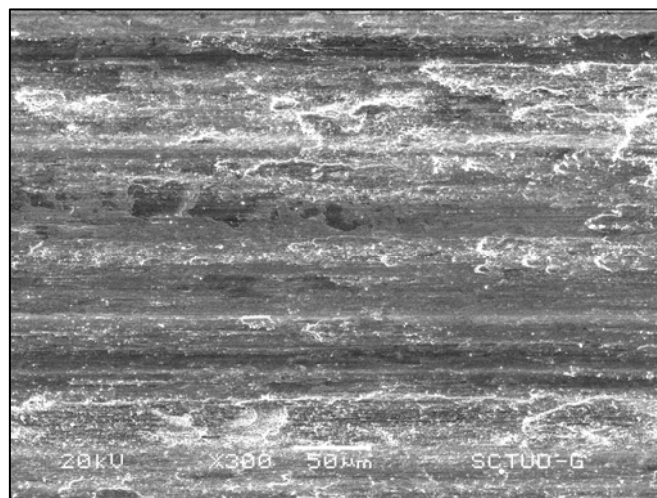


Figura 7.53 Zona central de la banda de desgaste. Zonas planas deformadas plásticamente y zonas descascarilladas en la fundición alta en cromo (300x)

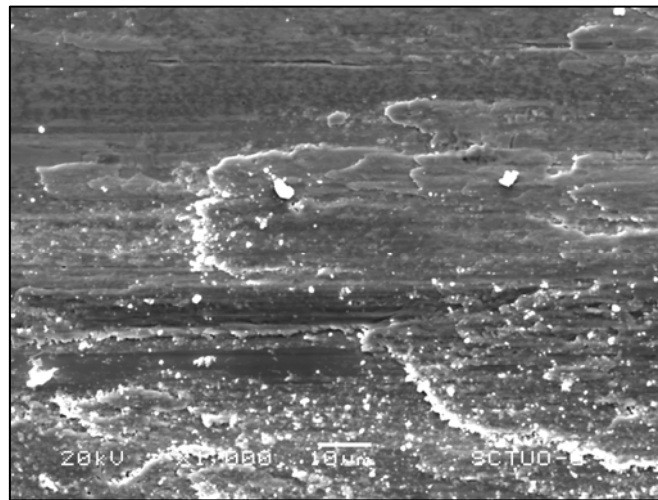


Figura 7.54 Zona central de la banda de desgaste. Zonas planas deformadas plásticamente y zonas descascarilladas de la fundición alta en cromo (1.000x)

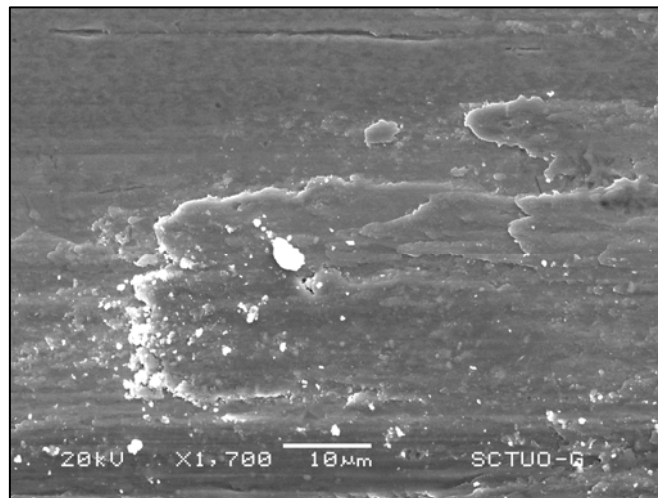


Figura 7.55 Detalle de la figura anterior (1.700x)

En la zona de salida del anillo contraprobeta, en ambos materiales se siguen apreciando las regiones típicas aplastadas y arrancadas, y se observa mejor tanto la deformación sufrida por el material como la existencia de capas de material situadas a distintos niveles. Además, en esta zona también se aprecian grietas y regiones a punto de fragmentarse. Todo esto se pone de manifiesto en las figuras 5.56 a 5.60.

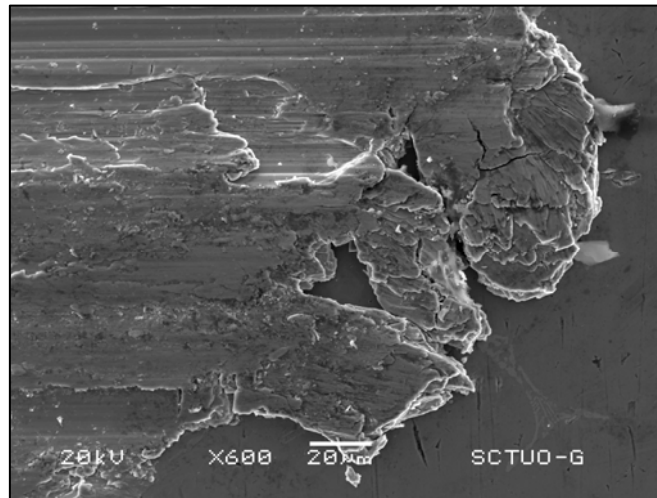


Figura 7.56 Zona de salida del anillo contraprobeta en el acero alto en cromo (600x)

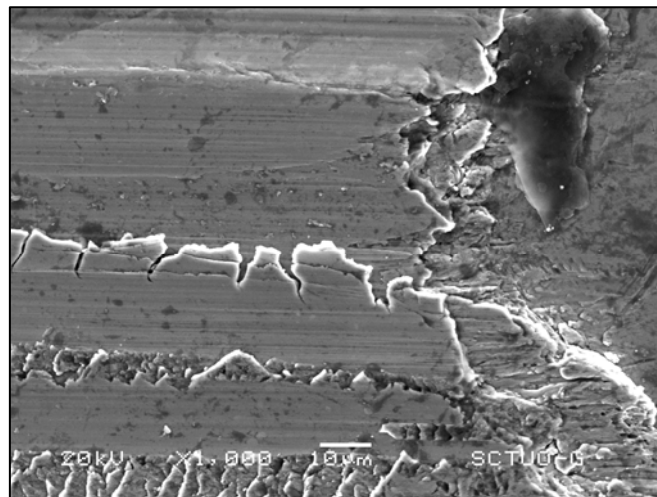


Figura 7.57 Zona de salida del anillo contraprobeta en el acero alto en cromo (1.000x)

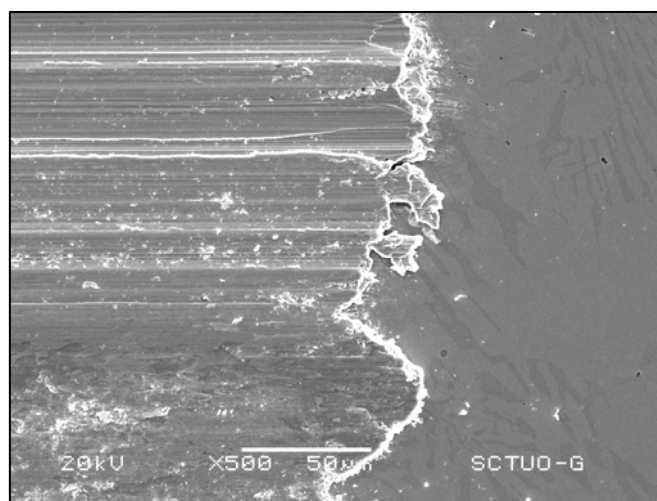


Figura 7.58 Zona de salida del anillo contraprobeta en la fundición alta en cromo (500x)

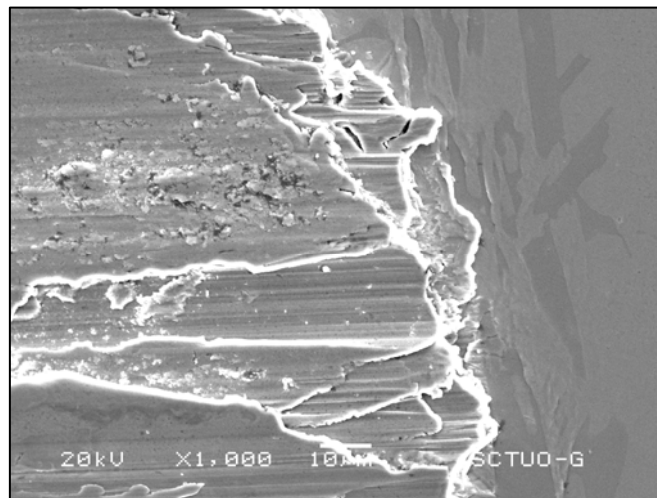


Figura 7.59 Zona de salida del anillo contraprobeta en la fundición alta en cromo. Capas de material arrastrado situado a distintos niveles (1.000x)

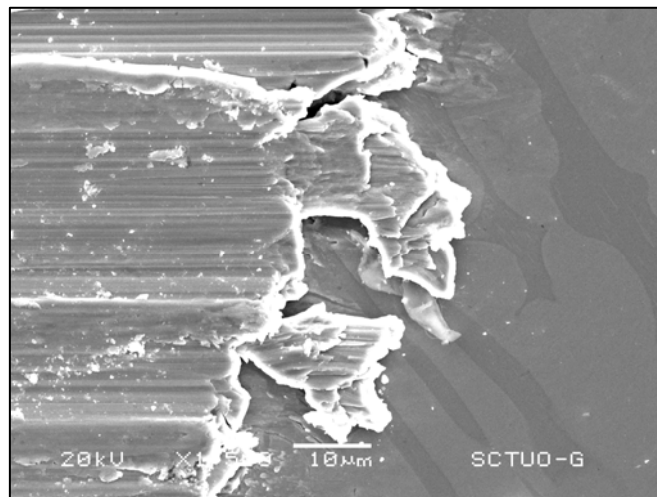


Figura 7.60 Zona de salida del anillo contraprobeta en la fundición alta en cromo. Fragmentos a punto de separarse (1.700x)

A la derecha de estas últimas figuras se aprecia la superficie pulida no afectada por el ensayo en la que aparece definida la microestructura de estos materiales.

7.6.2 ENSAYOS DE DESGASTE EN CALIENTE

Se han realizado ensayos de desgaste en caliente sobre probetas de acero alto en cromo y fundición alta en cromo, a una temperatura de 500°C en condiciones de contacto seco, bajo cargas de 1kg aproximadamente (10N), velocidad constante y recorrido de 6.000m. El volumen desgastado fue medido en función de la distancia recorrida como se explicó en el apartado de técnicas experimentales. Los resultados obtenidos en estos ensayos se han representado en la figura 7.61.

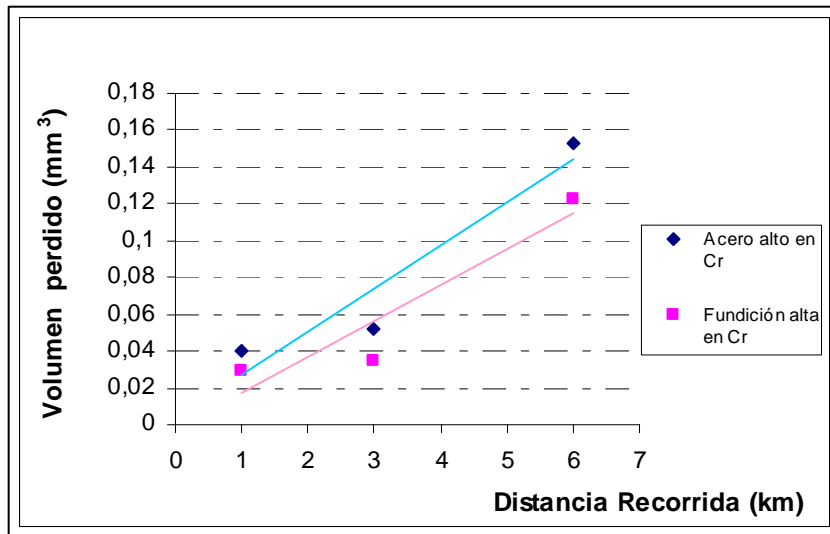


Figura 7.61 Desgaste del acero alto en cromo y de la fundición alta en cromo a 500°C

A la vista de los resultados se observa que a 500°C, la fundición blanca alta en cromo se desgasta menos que el acero alto en cromo, al igual que sucedía a temperatura ambiente.

De igual manera que en los ensayos de desgaste a temperatura ambiente, se han calculado los coeficientes de desgaste adimensionales que se definen de acuerdo con la relación de Holm y

Archard ($k = \frac{V/d}{F_n/H}$), (tomado como valores de dureza los de los materiales a temperatura

ambiente), resultando ahora un valor de $k = 1,55 \times 10^{-5}$ en el caso del acero y de $k = 1,42 \times 10^{-5}$ en el caso de la fundición alta en cromo. El coeficiente adimensional K de la fundición sigue siendo más bajo que el del acero, lo que implica un mayor desgaste de este último material bajo las mismas condiciones de trabajo, tal y como se había puesto de manifiesto en los ensayos realizados.

En la tabla 7.11 se comparan los coeficientes adimensionales de desgaste de los dos materiales a temperatura ambiente y a 500°C.

MATERIAL	k (Tª ambiente)	k (500°C)
Acero alto en cromo	$9,4 \times 10^{-5}$	$1,55 \times 10^{-5}$
Fundición blanca alta en cromo	5×10^{-5}	$1,42 \times 10^{-5}$

Tabla 7.11 Coeficientes adimensionales de desgaste del acero y la fundición altos en cromo a temperatura ambiente y a 500°C



Aunque del análisis de estos datos podríamos deducir que el desgaste de estos productos es inferior a 500°C, es necesario aclarar que los resultados no son comparables ya que en primer lugar el material de la contraprobeta que se utilizó en uno y otro caso son muy diferentes (el correspondiente al ensayo en frío tenía una dureza aproximada a 500HV y el de los ensayos en caliente sobre 100HV), por otro lado en el cálculo del coeficiente k a temperatura elevada se han utilizado los datos de dureza de los productos a temperatura ambiente y finalmente se trata de dos ensayos con geometrías diferentes.

Conocidos estos valores del coeficiente k, es posible conocer la pérdida de volumen de esos materiales para cualquier longitud deslizada, fuerza normal aplicada o dureza del producto si se mantienen el resto de condiciones del ensayo.

También se han obtenido los coeficientes de rozamiento, resultando 0,55 en el caso del acero y 0,73 en el caso de la fundición para la carga de 10N y velocidad lineal de 1m/s.

Finalmente, mediante microscopía electrónica se han observado las superficies desgastadas de las probetas. En el caso del acero alto en cromo, se aprecia una superficie desgastada, con unas zonas aplastadas, deformadas plásticamente y otras ya rotas. En la figura 7.62 se muestra una vista general de la superficie desgastada y en las figuras 7.63 y 7.64 se aprecian con un poco más de detalle las zonas aplastadas y las que están a punto de desmoronarse.

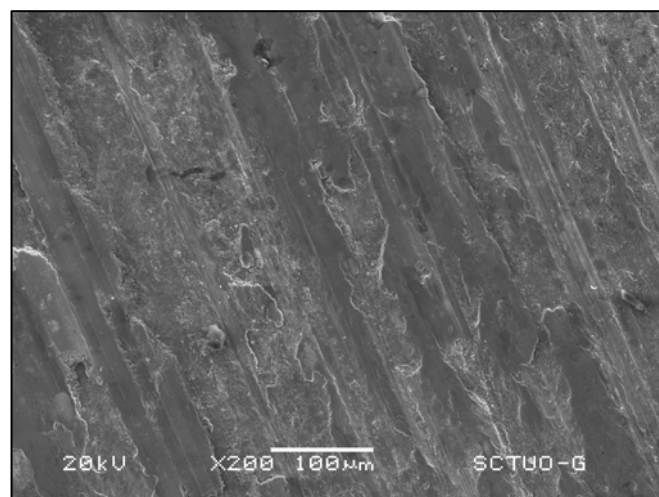


Figura 7.62 Vista general de la zona desgastada en caliente (500°C) en el acero alto en cromo (200x)

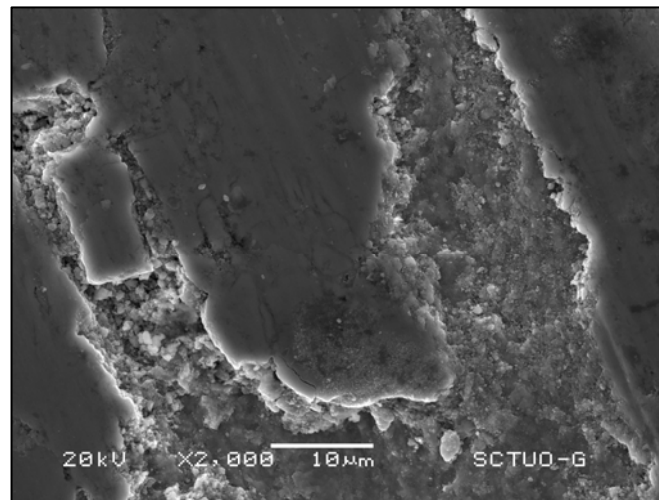


Figura 7.63 Zona desgastada en caliente (500°C) en el acero alto en cromo (800x)

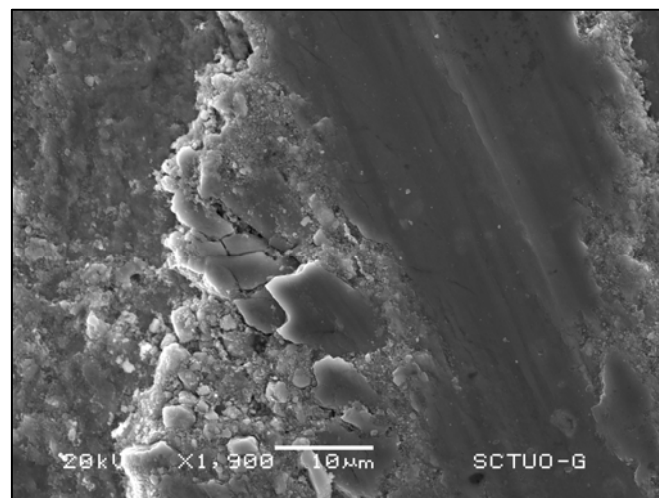


Figura 7.64 Zona desgastada en caliente (500°C) en el acero alto en cromo (1.900x)

En estas superficies se aprecia también la presencia de partículas, que tras ser analizadas con la microsonda electrónica resultaron ser óxidos de hierro, formados en el disco y transferidos a la probeta (ya que el acero alto en cromo apenas presentaba oxidación a 500°C). La figura 7.65 muestra en detalle estos óxidos de hierro, totalmente rotos a consecuencia del choque térmico.

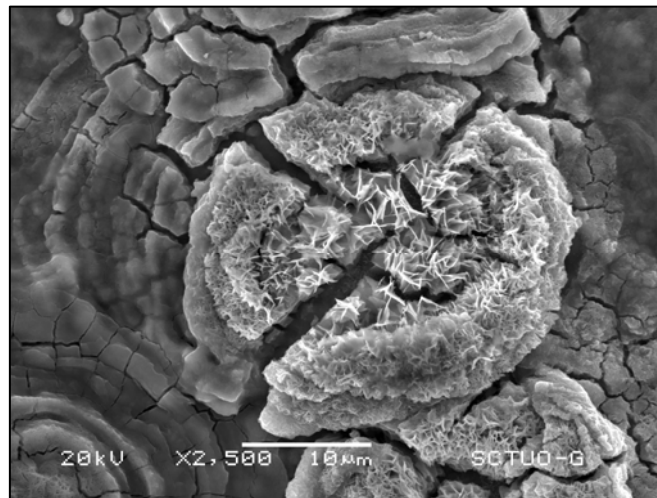


Figura 7.65 Óxidos de hierro formados en la contraprobeta y transferidos a la probeta en el ensayo de desgaste en caliente (500°C) en el acero alto en cromo (2.500x)

La figura 7.66 muestra una vista general completa de la huella de desgaste en la fundición alta en cromo. A más aumentos (figura 7.67, 7.68 y 7.69) se aprecia la actuación de un proceso de deterioro superficial similar al que se había observado a temperatura ambiente. Igual que en aquel caso, se observa la existencia de regiones planas deformadas plásticamente (en ciertos lugares se ven grietas superficiales) y otras regiones ya rotas que se han desmoronado con anterioridad.

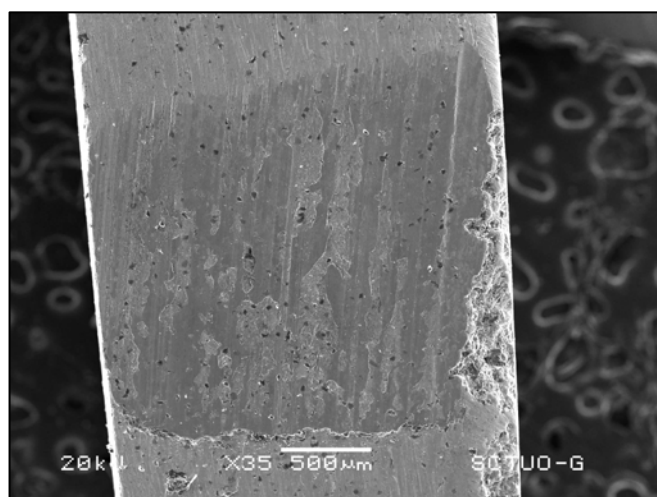


Figura 7.66 Huella de desgaste en caliente (500°C) en la fundición alta en cromo (35x)

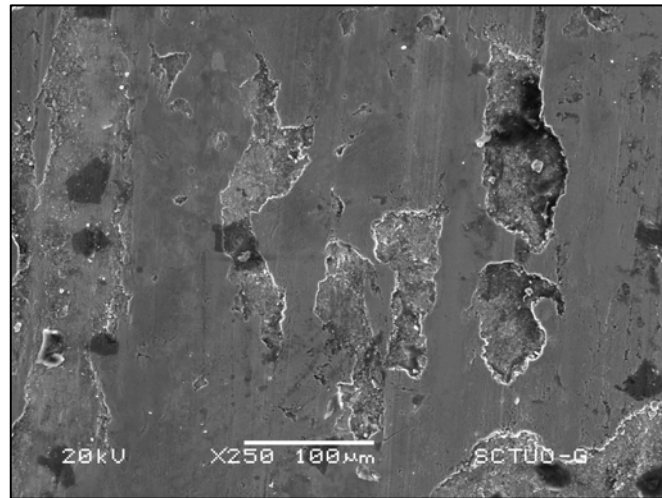


Figura 7.67 Detalle de la huella de desgaste en caliente (500°C) en la fundición alta en cromo (250x)

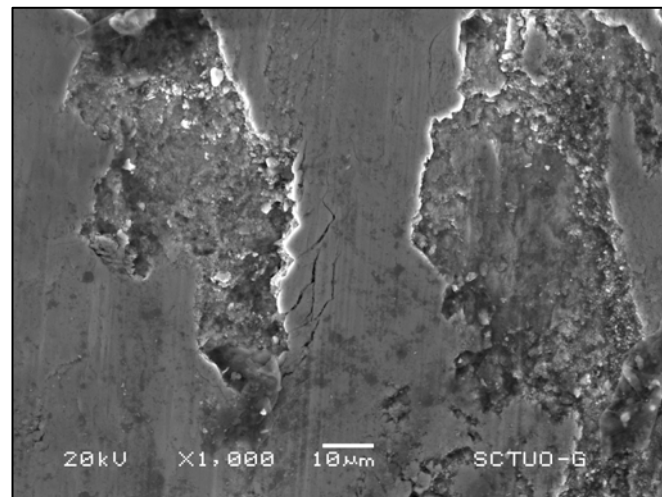


Figura 7.68 Detalle de la figura anterior (1.000x)

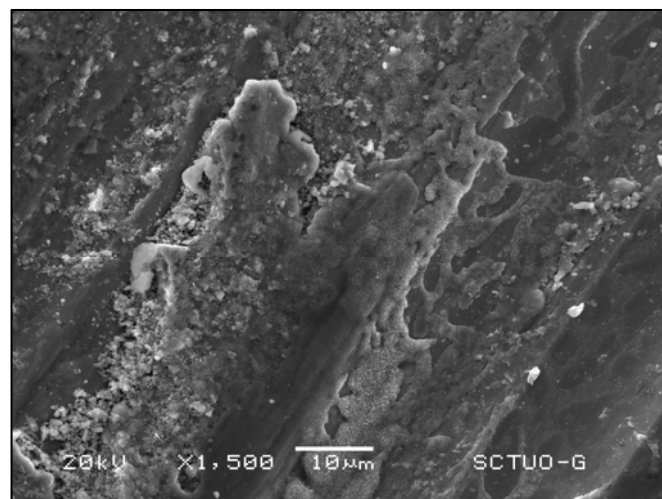


Figura 7.69 Zona desgastada en caliente (500°C) en la fundición alta en cromo (1.500x)



Al igual que en el caso del acero, también se aprecian algunos cristales sobre la superficie desgastada que analizándolos con la microsonda resultaron ser óxidos de hierro que se han formado en el disco contraprobeta y han sido transferidos a la probeta. Esto puede apreciarse en la figura 7.70.

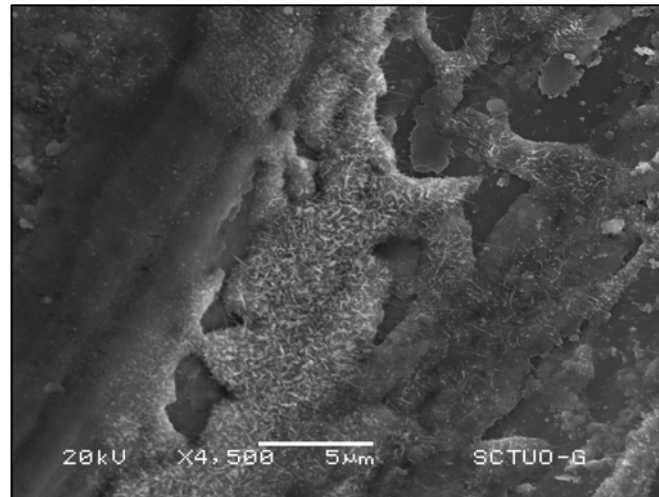


Figura 7.70 Óxidos de hierro formados en la contraprobeta y transferidos a la probeta en el ensayo de desgaste en caliente (500°C) en la fundición alta en cromo (4.500x)

Conclusiones



8. CONCLUSIONES

En este trabajo de investigación se ha realizado en primer lugar un estudio de la variación microestructural con el tratamiento térmico en un acero alto en cromo y en una fundición blanca alta en cromo, utilizados como capa exterior de los cilindros de laminación de los trenes de bandas en caliente. Los resultados obtenidos se recogen en las siguientes conclusiones.

1. En el caso del acero alto en cromo, para tiempos de austenización pequeños (1h), la dureza y microdureza del material aumentan hasta una temperatura de 1.000°C para disminuir después, mientras que para una misma temperatura dichos parámetros aumentan con el tiempo de austenización, a la vez que disminuye la proporción de austenita retenida. En el caso de la fundición blanca alta en cromo para tiempos de austenización de 5h, la dureza y microdureza muestran un comportamiento similar con sendos máximos tras una austenización a 1.000°C
2. La fracción de austenita retenida se incrementa muy notablemente al hacerlo la temperatura de austenización en el caso del acero alto en cromo, mientras que en el caso de la fundición blanca alta en cromo es a partir de los 1.000°C cuando se ponen en solución los carburos precipitados y la austenita se estabiliza, aumentando su porcentaje con la temperatura.
3. La dureza y microdureza tras los tratamientos de temple se ven modificadas en el curso de los dos tratamientos posteriores de revenido. En general, después del primer revenido tras un temple corto (5h), se produce un aumento de la dureza y microdureza en todo el rango de temperaturas de revenido con respecto a las obtenidas tras el temple en las dos calidades ensayadas. 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.
4. Tras el segundo revenido, en el caso del acero alto en cromo templado durante 5 y 12 horas a 1.000°C se reduce levemente la dureza y la microdureza respecto a la obtenida tras el revenido simple y sus valores van decayendo con la temperatura, debido al fenómeno de sobrerrevenido de la martensita.

En el caso de la fundición blanca alta en cromo, hasta temperaturas cercanas a 500°C, los tratamientos de temple a 1.000 y 1.050°C más doble revenido aportan una mayor dureza y microdureza al material que los tratamientos de temple más un solo revenido, mientras que a temperaturas mayores sucede lo contrario. El comportamiento anómalo que tiene lugar a las temperaturas de revenido inferiores está motivado por la transformación de las últimas fracciones de austenita retenida que tiene lugar, en estos casos, en el curso del segundo revenido.



5. Los revenidos a las mismas temperaturas durante cinco horas en las probetas de fundición blanca alta en cromo, previamente templadas a 1.000°C y 1.050°C proporcionan máximos de dureza prácticamente coincidentes para la temperatura de 500°C. La principal diferencia estriba en el descenso más acentuado de la dureza con las temperaturas de revenido más altas que tiene lugar en el caso del temple a 1.000 °C. Es decir, la austenita retenida, tras el temple a 1.050 °C es más estable; tiene más carbono y está más aleada, la precipitación de carburos durante el revenido es mayor y sigue ocurriendo a temperaturas superiores, de manera que la dureza del producto se mantiene hasta temperaturas más altas.

6. De este modo se han definido los tratamientos térmicos óptimos que posibilitarán obtener unos cilindros de laminación dotados de unas capas duras y resistentes para soportar las sollicitaciones de su servicio. En el caso del acero alto en cromo consistió en una austenización a 1.000°C durante 12 horas seguido del enfriamiento industrial (mantenimiento a 400°C durante 6 horas) y doble revenido a 525°C durante 5 horas cada uno. Para la fundición alta en cromo el tratamiento óptimo ha consistido en una austenización a 1.050°C durante 5 horas seguido del enfriamiento industrial y de un doble revenido a 500°C durante 5 horas cada uno.

En segundo lugar se ha evaluado el comportamiento de las microestructuras optimizadas de los dos productos (acero y fundición de alto contenido en cromo) mediante ensayos tecnológicos que se han seleccionado con la idea de obtener resultados bajo acciones lo más semejantes posible a las sollicitaciones de servicio.

7. Ambos materiales presentan un excelente comportamiento a compresión en caliente a 500°C (temperatura máxima de la superficie de trabajo de los cilindros durante la laminación en caliente de las bandas de acero) según demuestran los elevados valores del límite elástico (alrededor de 2.000MPa) y de la resistencia a compresión obtenidos en los ensayos realizados, a lo que se puede añadir el comportamiento relativamente dúctil (alargamientos entre 5 y 15%) que mostraron el conjunto de las probetas ensayadas en estas condiciones.

8. La tenacidad a la fractura medida en ambos materiales ha sido muy alta (32-35MPa·m^{1/2}) especialmente si se compara con los datos bibliográficos relativos a materiales parecidos. La fractura de estos productos tiene lugar intergranularmente y se inicia en virtud de la rotura frágil de su red de carburos, mientras que la fractura de las regiones dendríticas muestra un aspecto dúctil, caracterizado por la presencia de numerosas microcavidades desarrolladas alrededor de los pequeños carburos precipitados en estas regiones en el curso de los tratamientos térmicos.



9. El comportamiento a desgaste a temperatura ambiente y a 500°C de la fundición blanca alta en cromo y del acero alto en cromo sigue las leyes conocidas, siendo el volumen de material desgastado por unidad de distancia deslizada directamente proporcional a la carga aplicada e inversamente proporcional a la dureza del producto. Atendiendo a los ensayos realizados se puede decir que la fundición blanca alta en cromo es más resistente al desgaste que el acero alto en cromo. Tanto a temperatura ambiente como a 500°C el micromecanismo de daño operativo en ambos casos es el de fallo dúctil, consistente en una fuerte deformación plástica de la superficie de contacto bajo compresión, hasta que se inician grietas que progresan hasta la fragmentación de la capa superficial deformada.

10. Tanto en el caso del acero alto en cromo como especialmente en el de la fundición alta en cromo, apenas se produce ganancia en peso tras oxidación al aire a la temperatura de 500 y 600°C. La baja oxidación sufrida por estos materiales se justifica en virtud del elevado porcentaje de cromo existente en sus composiciones. Mediante análisis de difracción de rayos X se comprobó que el tipo de óxido formado es en ambos casos Cr_2O_3 y que este óxido empieza a formarse en las regiones interdendríticas ricas en carburos.

Bibliografia



9. BIBLIOGRAFÍA

Apraiz J.

Aceros Especiales, Editorial Dossat S. A., Madrid 1.975.

Apraiz J.

Fundiciones, Editorial Dossat S.A., Madrid 1.977.

Askeland D.R.

Ciencia e Ingeniería de los Materiales

Ed. Thomson, 3ª edición 1.998.

ASM Engineered Materials Reference Book

ASM International, Metals Park, USA, 1.989.

ASM, Metal Handbook Vol.1, American Society for Metals, 1978.

ASM, Metal Handbook Vol.3, American Society for Metals, 1978.

ASTM E209, Standard Practice for Compression Tests of Metallic Materials at Elevated Temperatures with Conventional or Rapid Heating Rates and Strain Rates. Vol.03.01, 1990, p 372-377.

ASTM E399, Standards Test Methods for Plane –Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. Annual Book of ASTM Standards, Vol.03.01, 1990, p 488-501.

ASTM E399-90, Standards Test Methods for Plane –Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. Annual Book of ASTM Standards, Vol.03.01, 1995, p 412-442.

ASTM E562, Standards Test Methods for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. Annual Book of ASTM Standards, Vol.03.01, 1990,p 583-588.

ASTM E8, Standards Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, 1990, p 130-140.

ASTM E813, Fracture Toughness Testing, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, 1995.

ASTM E9, Standards Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials, Vol.03.01, p 161-168.

ASTM E92, Standards Test Methods for Vickers Hardness of Metallic Materials. Annual Book of ASTM Standards, 1990, Vol. 03.01, p 262-270.

ASTM E975, X-Ray Determination of Retained in Steel with Near Random Crystallographic Orientation. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, 1990.

Atamert S., Stekly J.J.K.

Roll Live Beyond 2.000

Rolls 2.000, Birmingham, 1.996.

**Avery H.S.**

Materials for de Mining Industry
Climax Molybdenum Co., Vail, CO, 43-77, July 1.974.

Bedolla-Jacuinde A., Arias L., and Hernández B.

Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron
Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 12(4), p.371-382, August 2.003.

Belzunce F.J.

Aceros y Fundiciones: Estructuras, Transformaciones, Tratamientos Térmicos y Aplicaciones
Universidad de Oviedo, 2.001.

Belzunce F.J., Viña J.

Fundamentos de Ciencia de los Materiales, Cap. 6, p87-97.
Universidad de Oviedo, España; 1.992.

Beverly I., Robertson T., Woodland M.

Developing the Use of High Speed Steel Work Rolls in the Hot Strip Mills of British Steel
Rolls 2.000, Birmingham, 1.999.

Biner S. B.

Can. Metall. Q., 24, 155-167, 1.985.

Blazevic, D. T.

Hot Strip Mill Operations, Volume III, Roll Wear Broken Rolls and Roll Life
Sun Lakes, Arizona, USA, 2.002.

Blazevic D. T.

Descaling and Surface Quality, 2^a International Conference on Hydraulic Descaling in Rolling Mills
London, England, 1.997.

Blazevic D.

Rolled in Scale, Part IV – Red Oxide Scale
Unpublished, 1.985.

Bradley W.L., Srinivansan M.N.

Fracture and Fracture Toughness of Cast Iron
International Materials Reviews, 1.990, Vol. 35, No.3, p129-161.

Boccalini M., Sinatora A. y Matsubara Y.

Overview: High Speed Steels for Hot Rolling Mill Rolls
XXXVII Seminario de Laminacao de ABM, Processos e Produtos Laminados Revestidos, Curitiba-PR, Brasil, Sept. 2.000.

Caithness L., Cox S., Emery S.

Surface Behaviour of HSS in Hot Strip Mills
Rolls 2.000, Birmingham, 1.996.

Calvo F.A.

Metalografía Práctica
Ed. Alambra, 1.971.

**Callister W.D.**

Ciencia e Ingeniería de los Materiales I
Ed. Reverté, S.A., 2.000.

Casanovas J., Alemán C.

Introducción a la Ciencia de los Materiales, p.313-315
Ed. Cálamo, Barcelona 2.002.

Chattopadhyay R.

Surface Wear. Analysis, Treatment, and Prevention, p.57-70
ASM International; United States, 2.001.

Chabour S., Cizeron G.

Evolution des Carbures MC/M_4C_3 , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, ET M_3C dans L'Acier Moule Pour Outillage a Chaud
Fondeire, Fondeur D'Aujourd'Hui 175- Mai 1.998.

Colins D.B.

High speed steel Rolls Trough 2.000
Rolls 2.000, Birmingham, 1.996.

Davis J.R.

Cast Irons, p.107-123
ASM International, United States of America, 1.996

Diesburg D.E.

Fracture toughness and slow-stable cracking, STP 559, 3-14;
ASTM, Philadelphia, PA, 1.974.

Diesburg D.E., Borik F.

Optimizing Abrasion Resistance and Toughness in Steels and Irons for de Mining Industry, p. 15-41;
1.975

Dieter G. E.

Mechanical Metallurgy, 3rd ed., New York, Mac Graw Hill, 1.986.

Dogan Ö.N., Hauk J.A., Laird II G

Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Irons
Metallurgical and Materials Transactions A; Vol.28A, June 1.997.

Durman R. W.

PhD thesis, University of Aston, UK, 1.970.

Elliott R.

Cast Iron Technology
Butterworths, London, 33; 1.988.

ESIS P2-92, ESIS procedure for determining the fracture behaviour of materials,
European Structural Integrity Society, 1.992.

**Fukaura K., Yokoyama Y., Yokol D., Tsujii N., and Ono K.**

Fatigue of Cold-Worked Steels: Effect of Heat Treatment and Carbide Morphology on Fatigue Crack Formation, Life, and Fracture Surface Observations
Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 35A, p. 1.289-1.300, April 2.004.

Garber B. y S., Sturgeon G.M.

Scale on Wire Rod and its Removal by Mechanical Means, Part 2
Wire Industry, England, April 1.961.

Gaspard C., Bataille S., Batuzzi D., Thonus P.

Application of ESR Technology to the Manufacturing of Bimetallic HSS Rolls for Cold and Hot Strip Mills
MWSP conf. proc., iss, Vol. XXXVIII, 2.000.

Hann S.K., Gates K.D

A Transformation Toughening White Cast Iron
Journal of Material Science, 32, 1249-1259; 1.997

Harper P.

Rolls for Metalworking Industries, Chapter 6: Manufacture of Cast Iron Rolls

Hashimoto M., Shibao S.

Recent Technical Trends of Hot Strip Mill Rolls at Nippon Steel Corporation
Rolls 2.000, Birmingham, 1.996.

Hertzman S., Lille C., Frisk K.,

An Experimental and Theoretical Study of the Compositional and Microstructural Variations Over the Weld Zones of Compound HSS Rolls
Institutet För Metallforskning, Swedish, 2.002.

Khanna A.S.,

High Temperature Oxidation and Corrosion
ASM International, United States, 2.002.

Kootsookos A., Gates J. D., Eston R.A.

Cast. Met, 7, 239-246, 1.995

Lankford W. T.

The Making, Shaping and Treating of Steel
Association of Iron and Steel Engineers; USA, 1.985

Lanteri V., Thomas C., Bocquet J., Yamamoto H. and Araya S.

Black Oxide Film Generation on Work Rolls and its Effects on Hot-Rolling Tribological Characteristics
Steel Rolling 98; 7th International Conference on 'Evolution and Exploitation for the advancement of the World'; Tokio, Japon, November 1.998

Lecomte Ch., Herman J.C.

Trends in Work Rolls for Hot Strip Mills, Centre de Recherches Métallurgiques, Belgium
Technical Exchange Session, Committee on Technology, Madrid, Spain, 1.992
International Iron and Steel Institute, Belgium, 1.993.

**Lee S. et al.**

Correlation of Microstructure and Thermal Fatigue Property of Three Work Rolls
Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 28A; December 1.997.

Leskovsek V., Ule B., Liscic B.

Relations between Fracture Toughness, Hardness and Microstructure of Vacuum Heat-Treated High-speed Steel.
Journal of Material Processing Technology 127, p 198-308; 2.002.

Lille C., Westman C., Hertzman S.

Investigations of the Compositional and Microstructural Variations over the Bond Zone of High Speed Steel Compound Rolls-Case Study;
Institutet För Metallforskning, Stockholm, 2.000.

Lowe E.

FEWTIC-Iron, Tungsten and Titanium Carbide Duplex Rolls.
Rolls 2.000, Birmingham, 1.996.

Luyckx L., Lorang F.

Formation of Fleck Scale During Hot Rolling of Wide Strip
C.M.R.; 1.965.

McCann J.

Estudio del Estado Actual de los Cilindros de Hierro Fundido y Acero
British Steel, Swiden Technology Centre, R.U., 2.000.

Molinari A., Straffelini G., Tomasi A., Biggi A. and Corbo G.

Influence of Microstructure and Chromium Content on Oxidation Behaviour of Spin Cast High Speed Steels
Materials Science and Technology, April 2.001, Vol. 17.

OH H., Lee S., Jung J.Y., and Ahn S.

Correlation of Microstructure with the Wear Resistance an Fracture Toughness of Duocast Materials Composed of High-Chromium White Cast Iron and Low-Chromium Steel
Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 32A; March 2.001

Ott GA.

The Influence of Roll Metallurgy on the Wear Characteristics of Forged Hardened Steel Rolls.
Rolls 2000, Birmingham, 1.996.

Pearce J.T.H.

Trans.AFS, 92, 599-622, 1.984.

Pero-Sanz J.A.; Verdeja J.I.

Solidificación y Transformaciones en el Sistema Fe-C-Cr. Bases para el Diseño por Propiedades de sus Aceros y Fundiciones Ternarias
RDM Revista de Minas, 1.994.

Radulovic M., Fiset M., Peev K., and Tomovic M.

J. Mater.Sci., 29,5085-5094; 1.994

**Robert G., Krauss G., Kennedy R.**

Tool Steels, 1998
ASM International, 1.998.

Sano Y., Hattori T., Haga M.

Characteristics of High-carbon High Speed Steel Rolls for Hot Strip Mill
ISIJ International, Vol.32, N° 11, pp1194-1201; 1.992.

Sare I.R.

Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons
Metals Technology 412-419; November 1.997.

Sare I.R. and Arnold B.K.

Metall. Mater. Trans., 26A, 1785-1793, 1.995

Schröder K. H.,

Heavy Spalls Originating in the Cores of Chromium Rolls
Gontermann-Peipers GmbH, Siegen; 1.986.

Schröder K. H.

Questions, Answers, More Questions. Twenty-five Years of Experience in Discussing Rolls and Rolling Technology.
42ND MWSP conf. proc., ISS, VOL. XXXVIII, 2.000.

Sheppard B y T; Steen W.M.

Hydraulic Descaling of Steel: A Preliminary Experimental Survey
Journal of the Iron and Steel Institute; England, September 1.997.

Smith W. F.

Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales
Mc Graw Hill, Madrid 1.998

Solis J.

Proceso Siderúrgico
Coprinsa, Oviedo, España, 1.992

Suryanarayana S., Grant Norton M.

X-Ray Diffraction, A Practical Approach
Plenum Press- New York, 1.998.

Tabrett C.P., Sare I.R.

Fracture Toughness of High-Chromium White Irons: Influence of Cast Structure
Journal of Materials Science, 3, 2069-2077; 2.000.

Tabrett C.P., Sare I.R., Ghomashchi M.R.

Microstructure-Property Relationships in High Chromium White Iron Alloys
International Materials Reviews, Vol. 41, N°2.; 1.996.

Takigawa H., Ohtomo S., Tanaka T., Hashimoto M.

Development of High- Steel Rolls and Their Application to Rolling Mills
Nippon Steel Technical Report N° 74, July 1.997.

**Tselikov A. L.**

Trenes de laminación, Capítulo I
Editorial Urmo, 1965.

Walmag G., Skoczynski R.J., Breyer J.P.

Improvement of the Work Roll Performance on the 2050mm Hot Strip Mill al Iscor Vanderbijipark
La Revue de Métallurgie,-CIT, Mars 2.001.

Werkin J.C., Bouquet J.

New High Performance Rolls for Hot Rolling
Chavanne-Kétin, Usinor Sacilor, France 1.993.

Yan P. and Zhou W.

Wear of Materials, 743-752
ASME, Houston, TX, April 1.987.

Zhang M. X. et al.,

Determination of Retained Austenite Using an X-ray Texture Goniometry, Materials
Characterization 45, pp.39-49; 2.000.

Zhang M.X., Kelly P.M., Gates J.D.

The Effect of Heat Treatment on the Toughness, Hardness and Microstructure of Low Carbon White
Cast Irons
Journal of Materials Science, 36, 3865-3875; 2.001

Ziadi Abdelkader

Tesis Doctoral: Tratamiento Térmico y Propiedades de los Cilindros de Trabajo de los Trenes de
Bandas en Caliente de Acero Rápido. Marzo 2.004.

Zum Gahr K.H.

Metallkd., 71, 103-109; 1.980.

Zum Gahr K.H.

Wear, 124, 87-103; 1.988.

Zum Gahr K.H., Donae D.V.

Metallurgical Transactions A, 11A, 613-620, 1.980.

Zum Gahr K.H., Eldis G. T.

Abrasive Wear of White Cast Irons; Wear, 64, 175-194; 1.980

Zum Gahr K.H., Scholz W.G.

J. Metals, 32, 38-44, 1.980.