

# CHARACTERIZATION OF $M_xC_y$ CARBIDES PRESENT IN HIGH SPEED STEEL (HSS) ROLLS MANUFACTURED BY CENTRIFUGAL CASTING METHOD

J. M. Artimez<sup>(1)</sup>  
José García<sup>(2)</sup>  
J. M. Llano Abaitua<sup>(2)</sup>  
M. Alvaré<sup>(2)</sup>  
J. Belzunce<sup>(3)</sup>

## ABSTRACT

Rolls for Hot Strip Mills are submitted to severe rolling conditions. Excellent wear resistance, toughness, surface roughening resistance, resistance to thermal fatigue, thermal shock resistance and oxidation resistance are some of the properties required to develop durable roll materials. Bimetallic rolling rolls produced by vertical centrifugal casting using a high speed steel to make the shell and a ductile grey iron for the core are being used in front finishing stands of hot strip mills with very good results. Good wear resistance and hardness at high temperatures are defining features of HSS.

Many types of carbides are present in these alloys, each having different effect upon their final properties. Type, morphology, distribution and amount of these carbides are factors of important concern which depend not only on composition but also on solidification rate, centrifugal speed and heat treatment conditions.

Different characterization techniques were used to identify the nature of carbides depending on the solidification rate and also to study their evolution along the heat treatment. Differential thermal analysis, optical microscopy, selective etching and image analysis, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, microhardness testing and dilatometry were used to understand the microstructure evolution of a HSS grade during solidification and heat treatment.

**Keywords:** Rolling Mills, High Speed Steel, Carbides

<sup>1</sup>Fundación ITMA. PEPA, Calafates, S/N, parcela L-3.4, 33400 Avilés, Asturias (Spain). [jmae@itma.es](mailto:jmae@itma.es).

<sup>2</sup>Fundición Nodular, S.A. c/ La Fundición, 4. 33420 Lugones – Siero. Asturias (Spain)

<sup>3</sup>E.P.S. de Ingeniería (Universidad de Oviedo), Campus universitario, 33203 Gijón, Asturias.

# CARACTERIZACIÓN DE LOS CARBUROS $M_xC_y$ PRESENTES EN ACEROS RÁPIDOS PARA CILINDROS DE LAMINACIÓN BIMETÁLICOS PROCESADOS POR COLADA CENTRIFUGADA.

J. M. Artimez<sup>(1)</sup>  
José García<sup>(2)</sup>  
J. M. Llano<sup>(2)</sup>  
M. Alvaré<sup>(2)</sup>  
J. Belzunce<sup>(3)</sup>

## RESUMEN

Los cilindros de trabajo de los trenes de bandas en caliente trabajan en unas condiciones muy severas: fuertes sollicitaciones de tipo mecánico, fuertes tensiones térmicas de carácter cíclico, oxidación y desgaste a alta temperatura. En esta aplicación, en el curso de los últimos años se han empezado a aplicar los cilindros de laminación bimetálicos procesados por colada centrifugada, constituidos por un núcleo de fundición nodular y una capa de acero rápido.

Una adecuada distribución de los distintos tipos de carburos que se forman durante la solidificación y posterior tratamiento térmico es fundamental para la integridad de la unión entre las dos aleaciones y para el buen comportamiento del cilindro durante la laminación. Para una composición química y velocidad de centrifugación dadas, entre los aspectos que definen la configuración microestructural de la capa y de la unión “capa-núcleo” cabe destacar las muy diferentes densidades de los carburos que se forman durante la solidificación y el fuerte fenómeno de dilución/difusión que tiene lugar en la unión de dos materiales tan diferentes.

Así pues para el desarrollo de este tipo de cilindros es necesario conocer la naturaleza de sus carburos constitutivos y su distribución. Con este fin se han empleado diferentes procedimientos metalográficos y técnicas de caracterización que han permitido conocer mejor la configuración microestructural de la capa de acero rápido de los citados cilindros bimetálicos.

**Palabras clave:** Cilindros de laminación, acero rápido, Carburos.

<sup>1</sup>Fundación ITMA. PEPA, Calafates, S/N, parcela L-3.4, 33400 Avilés, Asturias (Spain). [jmae@itma.es](mailto:jmae@itma.es).

<sup>2</sup>Fundición Nodular, S.A. c/ La Fundición, 4. 33420 Lugones – Siero. Asturias (Spain)

<sup>3</sup>E.P.S. de Ingeniería (Universidad de Oviedo), Campus universitario, 33203 Gijón, Asturias.

## 1.-Introducción.

Los trenes de bandas en caliente realizan la reducción de los desbastes de acero desde un espesor de 200 mm hasta alcanzar un espesor de aproximadamente 2-3 mm. Esta reducción de espesor se realiza de manera continua a través de 4-5 cajas desbastadoras, seguidas de 6-7 cajas acabadoras. Son además cajas cuarto, constituidas por dos cilindros de trabajo soportados por dos grandes cilindros de apoyo <sup>[1]</sup>.

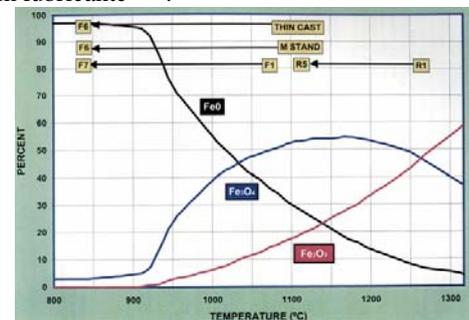
Los cilindros de trabajo de estas cajas de laminación son unos productos de gran tamaño con diámetros típicos de 750-1000mm, longitudes de tabla de más de 2m, longitudes totales de hasta 5m, con pesos que pueden superar las 10 t, y deben ser capaces de soportar unas condiciones de trabajo muy exigentes. Los desbastes se calientan previamente en hornos recalentadores con objeto de iniciar la laminación en la primera caja desbastadora a una temperatura de aproximadamente 1200°C y durante la laminación se van enfriando, en virtud del contacto con los cilindros de las diferentes cajas y con el agua de refrigeración, de manera que en la última caja acabadora la temperatura de la banda puede haber descendido hasta 800°C. Conforme el espesor de la banda se va reduciendo al pasar por las cajas sucesivas, la longitud de la banda aumenta y también lo hace su velocidad, de manera que el tiempo de contacto entre el cilindro y la banda caliente en cada giro disminuye progresivamente. La fuerza de laminación también varía en cada caja y la temperatura máxima que alcanza la superficie del cilindro en contacto con la banda se reduce sensiblemente en las cajas acabadoras, en virtud del enfriamiento de la propia banda y, particularmente, por la fuerte reducción del tiempo de contacto cilindro-banda caliente.

Así pues, las principales acciones que los cilindros de trabajo de estos trenes deben ser capaces de soportar son la fatiga térmica y el desgaste en caliente. La fatiga térmica surge del calentamiento de la superficie del cilindro en contacto con la banda y el enfriamiento posterior que genera su refrigeración con agua, en cada giro del cilindro. Se inducen de este modo unas tensiones térmicas, cuya magnitud va a depender fundamentalmente de la temperatura máxima que alcanza el cilindro, es decir de su situación en el tren de bandas <sup>[3,4]</sup>. Por otro lado el desgaste en caliente será función tanto de la fuerza de laminación como de la temperatura existente en el contacto banda-cilindro <sup>[5]</sup>. A este respecto, es importante destacar la influencia del tipo de óxido que se forma sobre la banda de acero, que varía con la temperatura de la misma. La Fig.1 muestra la proporción de los diferentes óxidos de hierro presentes en la banda oxidada en función de la temperatura de ésta y también da cuenta de la dureza aproximada de los mismos, de tal manera que mientras que a temperatura elevada predomina la presencia de óxidos duros, de naturaleza abrasiva, a las temperaturas inferiores los óxidos son más blandos y pueden llegar a tener un efecto parecido al de un lubricante <sup>[6,7]</sup>.

De este modo, los materiales de los cilindros de trabajo de los trenes de bandas en caliente deben poseer una dureza y un límite elástico en caliente muy altos (a las temperaturas máximas de servicio: 200-550°C), junto con una buena resistencia a la oxidación a estas mismas temperaturas y una tenacidad suficiente. Hasta muy recientemente se utilizaban en esta aplicación aceros y fundiciones de alto cromo y también fundiciones de temple indefinido. En el curso de los últimos años se han comenzado a emplear fundiciones blancas multialeadas (también denominadas aceros rápidos), que son los materiales que han sido estudiados en este trabajo <sup>[8,9]</sup>.

Los aceros rápidos son aleaciones base Fe basadas en el sistema Fe-C-X donde X representa un grupo de elementos de aleación fuertemente carburígenos como el Cr, W, Mo y/o V. El tratamiento térmico de estos cilindros se diseña para obtener unos productos con una dureza muy elevada, capaz de resistir las acciones mecánicas del servicio. Además, es necesario obtener una microestructura estable en las condiciones de operación durante el tiempo estimado de servicio. Con este fin se realizan tratamientos de temple y revenido, debiendo además ser la temperatura de revenido superior a la máxima de servicio.

La optimización del comportamiento de estos componentes pasa por la obtención de una correcta configuración microestructural que los dote de una elevada resistencia a la oxidación y al desgaste, elevada estabilidad térmica, bajo coeficiente de fricción, elevada resistencia a la compresión en caliente, buena resistencia a los “desconches” superficiales y buenas características mecánicas de la unión capa-núcleo. Por ejemplo, desde el punto de vista de la resistencia al desgaste se aconseja la existencia de los carburos MC, dada su elevada dureza (véase la tabla 1 en la que se resumen las durezas características de los carburos más comunes en estas aleaciones <sup>[10]</sup>). Sin embargo un elevado



Tipo de óxido	HV
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (superficial)	≈ 1000
Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> (intermedio)	≈ 430
FeO (interior)	≈ 300

Fig. 1: Proporción de óxidos (y dureza Vickers) presentes sobre una banda de acero al carbono en función de su temperatura de <sup>[2]</sup>.

Fig. 1: Nature, proportion and hardness (Vickers) of the oxide types present in a plain steel strip depending on temperature.

contenido de estos carburos pudiera producir una diferencia de durezas importante con la matriz, lo que supondría la necesidad de aumentar la energía requerida para realizar la laminación, debido a la mayor fuerza de fricción inducida [11]. Una solución propuesta a este problema es la compensación de estos carburos con otros más blandos del tipo  $M_7C_3$ ; pero esta alternativa pudiera favorecer la formación y propagación de grietas interdendríticas, debido a la tendencia que tienen estos carburos a precipitar de forma continua en estas regiones [11].

Tabla 1: Dureza característica de los principales carburos presentes en aceros rápidos.

Table 1: Characteristic hardness of the main carbides types present in high speed steels.

Tipo de carburo	MC	$M_2C$	$M_6C$	$M_7C_3$	$M_{23}C_6$	$M_3C$
Dureza (HV)	2800	2200	1650	1600	1200	1050

Por otra parte, durante el proceso de centrifugación se produce una distribución de carburos en la capa del cilindro que depende, entre otros parámetros, de la densidad de los mismos. Por ejemplo, los carburos ricos en vanadio, tipo MC, tienden a segregarse hacia la unión capa-núcleo dada su baja densidad (nótese, por ejemplo que la densidad del carburo  $Mo_2C$  es 9.1 g/cm<sup>3</sup>, muy superior a la del carburo VC -5.7 g/cm<sup>3</sup>). Bajo la acción de la fuerza centrífuga, los carburos solidificados que sean más densos que el líquido remanente serán arrastrados hacia la superficie exterior, mientras que los carburos menos densos se acumularán en el extremo opuesto. Ha de tenerse en cuenta, además, que en la unión capa-núcleo se producen fenómenos de dilución y difusión muy importantes como consecuencia de la unión de dos materiales con composiciones tan diferentes. Se produce así una fuerte difusión del C y Si desde el núcleo hacia la capa y del Cr, W, V y Mo desde la capa hacia el núcleo. Esto da lugar a unas transiciones muy complejas, cuya caracterización microestructural es básica para predecir el comportamiento de las mismas y para definir los parámetros óptimos de los procesos de colada y tratamiento térmico.

En el presente trabajo se ilustra la aplicación de diferentes técnicas de caracterización con el fin de analizar la evolución de la microestructura a lo largo del tratamiento térmico de estos cilindros bimetálicos. La microscopía óptica y electrónica, la dilatometría, el análisis térmico y la difracción de rayos X son algunas de las técnicas que se han empleado. Desde el punto de vista metalográfico, se analiza, además, la respuesta de las microestructuras obtenidas en los distintos estados de tratamiento térmico ante diferentes reactivos químicos, con el fin de diseñar un procedimiento metalográfico sencillo que permita cuantificar utilizando técnicas de análisis de imagen la distribución de los distintos carburos presentes en la capa del cilindro.

## 2.-Procedimiento experimental.

El material caracterizado procede de uno de los extremos de la tabla adyacente al cuello de los cilindros en los diferentes estados de tratamiento térmico (estado bruto de moldeo, tras tratamiento térmico de temple y después de temple y revenido). En la tabla 2 se muestra el rango de composición química característico de la calidad de la capa y del núcleo del cilindro estudiado.

Tabla 2: Rango de composiciones característico de la capa y núcleo del cilindro analizado

Table 2: Chemical composition of shell and core of the analyzed roll.

% en peso	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mg	V
CAPA	1,5/2,0	0,25/1,5	0,5/1,0	4/6	0,5/1,5	4/6	--	3/5
NÚCLEO	2,5/3,0	0,10/0,25	2,0/2,5	--	0,5/1,0	--	0,056	--

Las muestras han sido preparadas mediante un procedimiento metalográfico convencional consistente en un desbaste, pulido y ataque con diferentes reactivos químicos utilizando secciones de corte paralelas a la dirección longitudinal del cilindro. Algunos análisis se han realizado en zonas correspondientes a la de trabajo (capa) del cilindro y otros en la región de unión capa-núcleo. Se ha empleado un microscopio óptico Leica DMI 5000M y un software de análisis de imagen Leica Q550IW acoplado al mismo. Para identificar los tipos de carburos presentes en la microestructura se ha empleado un microscopio electrónico de barrido Quanta 400 y una sonda de microanálisis por energías dispersivas de rayos X acoplada al mismo.

Para la medida de la dureza y microdureza (escala Vickers) se utilizaron respectivamente un durómetro Hoytom bajo carga de 30kg y un microdurómetro Buehler bajo carga de 50g. Los ensayos de difracción de rayos X se realizaron en un difractoro Bruker D8 Discover, utilizando la radiación  $K\alpha$  del Cobre ( $\lambda=0,154184nm$ ) y un barrido del ángulo  $2\theta$  entre 30 y 100°. Para la identificación de las fases se utilizó la base de datos del International Centre for Diffraction Data (ICDD).

De las rodajas extraídas de uno de los extremos de la tabla adyacente al cuello de los cilindros se han cortado pequeñas probetas para realizar los tratamientos térmicos de temple en hornos de mufla de laboratorio, simulativos del tratamiento térmico real del cilindro. Con objeto de que el tratamiento térmico sobre estas muestras pequeñas no difiriera en exceso

del tratamiento real del cilindro y los resultados que se obtuvieran fueran directamente trasladables, se han utilizado siempre tiempos de mantenimiento prolongados y, cuando ha sido necesario, velocidades de enfriamiento similares a las que se emplean en los tratamientos reales. Los tratamientos de temple consistieron en mantenimientos de 3 horas a temperaturas comprendidas entre 1050 y 1200°C, seguidos de enfriamientos rápidos al aire.

Adicionalmente se ha empleado un dilatómetro de temple y deformación Bahr 805 A/D con el fin de estudiar la cinética de la puesta en solución de los carburos  $M_{23}C_6$  y  $M_2C$  presentes en la microestructura bruta de colada y la evolución de la temperatura  $M_s$  en función de la temperatura de temple. Se ensayaron probetas cilíndricas de 4 mm de diámetro y 10 mm de longitud, en condiciones de alto vacío, para evitar fenómenos de oxidación y descarburación superficiales.

También se empleó una termobalanza STA 409 PG-Luxx de la marca Netzsch con el fin de estudiar la secuencia de la puesta en solución de los carburos presentes en la microestructura bruta de colada y para conocer también la influencia de la velocidad de enfriamiento en la secuencia de la solidificación eutéctica. Las probetas se calentaron a 10 °C/min y se enfriaron a 10 y 50 °C/min

### 3.-Resultados y discusión

#### 3.1.- Solidificación y microestructura.

La secuencia de solidificación de la mayoría de los aceros rápidos comprende las siguientes transformaciones: (1) formación de la austenita primaria y (2) descomposición eutéctica del líquido residual interdendrítico. Dicha descomposición progresa dando lugar a la formación de hasta tres eutécticos diferentes:  $\gamma+MC$ ,  $\gamma+M_2C$  y  $\gamma+M_7C_3$ . Los carburos MC, ricos en vanadio, son los primeros carburos eutécticos que se forman. La precipitación de los carburos  $M_2C$  y/o  $M_7C_3$  será función de la composición química del líquido eutéctico remanente y de la velocidad de solidificación. La formación de los carburos  $M_2C$  se favorece cuando existen altos contenidos de W, Mo o V y elevadas velocidades de solidificación. Los carburos  $M_7C_3$  se forman cuando la aleación tiene elevados contenidos de C y Cr y la velocidad de enfriamiento es más lenta <sup>[12,13]</sup>. Posteriormente, ya en estado sólido, tienen lugar la precipitación de carburos secundarios tipo  $M_{23}C_6$  y la transformación final de la austenita, que será función del grado de dicha precipitación y de la velocidad de enfriamiento utilizada. En la figura 2 se muestra la microestructura del acero en estado de bruto de colada (región de trabajo de la capa del cilindro). Se aprecia que la microestructura final está constituida por una precipitación masiva de carburos secundarios en la ferrita, con perlita en las regiones interdendríticas (productos de la transformación de la austenita primaria) junto con carburos primarios de solidificación (del tipo MC y  $M_2C$ ).

Como se ha indicado anteriormente, los productos de solidificación de los aceros rápidos son función de la composición química y de la velocidad de solidificación. Al objeto de ilustrarlo, se ha empleado la técnica ATD para estudiar el efecto de la velocidad de enfriamiento desde el estado líquido en la microestructura resultante. En la figura 3 se muestran las curvas ATD entre 1500 °C y 1150 °C, correspondientes a dos velocidades de enfriamiento diferentes, 50 y 10 °C/min. En la figura también se muestran las microestructuras resultantes.

La curva ATD resultante del enfriamiento realizado a 10 °C/min presenta dos reacciones exotérmicas muy claras correspondientes, como muestra la microestructura resultante, a la formación de austenita primaria y a la formación del eutéctico  $\gamma+MC$ . En realidad la curva muestra un tercer pico muy débil (señalado con una flecha) correspondiente a la formación del eutéctico  $\gamma+M_2C$ . Esta última transformación se aprecia con gran nitidez durante el enfriamiento a 50 °C/min. Nótese cómo en la microestructura resultante de la solidificación más rápida se aprecia con claridad la formación del eutéctico  $\gamma+M_2C$ . También se puede apreciar una precipitación de carburos secundarios, que no se observa en la muestra enfriada más lentamente. Así pues, un aumento de la velocidad de solidificación favorece la formación de carburos  $M_2C$  y modifica de forma muy significativa las transformaciones que tienen lugar durante la solidificación y el enfriamiento a alta temperatura.

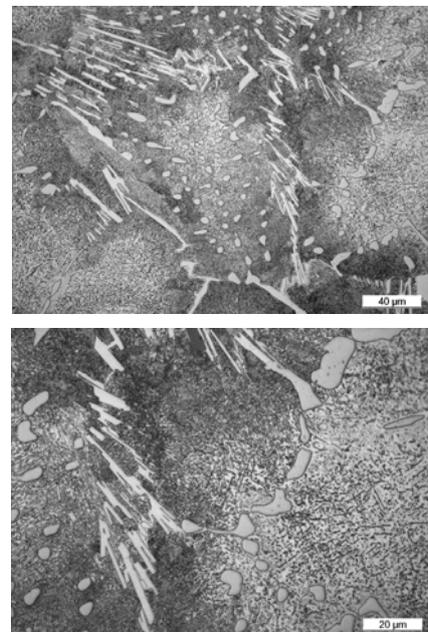


Figura 2: Microestructura correspondiente al estado de bruto de colada. Super picral.  
Figure 2: As cast microstructure. Super Picral.

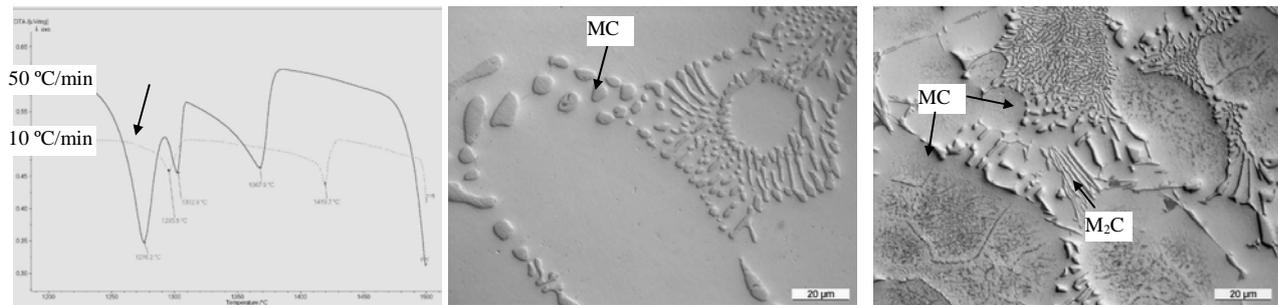


Figura 3: Curvas ATD y microestructura en función de la velocidad de solidificación: 10 °C/min (izq.) y 50 °C/min (dcha.). Nital 4%  
 Figure 3: DTA and microstructure evolution depending on solidification rate: 10°C/min (left) and 50°C/min (right).

La tabla 3 muestra el rango de composición de los carburos primarios correspondientes al estado bruto de colada determinado mediante la sonda de microanálisis acoplada al microscopio electrónico de barrido. La figura 4 muestra la morfología característica de dichos carburos: los carburos MC tienen una morfología globular o fibrosa, precipitan de forma discontinua y su distribución adopta localmente disposiciones muy regulares y densas como la que se aprecia en la figura 4. Tienden a adoptar formas alargadas en el eutéctico interdendrítico secundario. En cambio, los carburos M<sub>2</sub>C tienen formas más aciculares y un mayor grado de continuidad.

Tabla 3: Microanálisis SEM

Table 3: SEM microanalysis of carbides (%w).

	V	Cr	Fe	Mo	Si
Matriz	0.5÷1.0	5÷7	85÷95	1.5÷3	0.5÷1.0
MC	50÷70	2÷4	2÷5	8÷20	-
M <sub>2</sub> C	9÷14	13÷16	7÷12	40÷60	-

### 3.1.- Tratamiento térmico y microestructura.

Si bien los carburos MC son muy estables, los carburos secundarios y los carburos M<sub>2</sub>C se ponen en solución al menos parcialmente durante el tratamiento térmico de temple. En la figura 5 se muestra la curva ATD correspondiente al calentamiento a 10 °C/min hasta 1500 °C de una muestra en estado bruto de colada. Sobre la curva se puede apreciar, en este orden, la transformación austenítica (a partir de la perlita interdendrítica y de la ferrita), la disolución de los carburos secundarios M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, que tiene lugar a partir de unos 1020 °C y la de los carburos eutécticos M<sub>2</sub>C mediante la transformación  $\gamma + M_2C \rightarrow MC + M_6C$  y la posterior disolución de los carburos M<sub>6</sub>C. Finalmente, a partir de 1270 °C tiene lugar la disolución de los carburos MC, hasta que se inicia la fusión de la aleación.

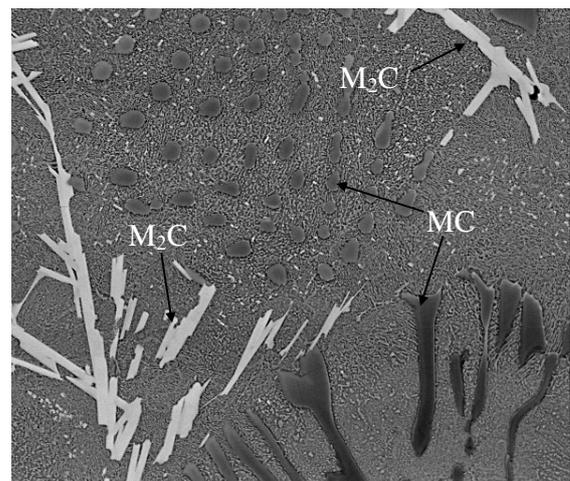


Figura 4: Imagen SEM de la microestructura correspondiente al estado de bruto de colada.

Como se ha indicado anteriormente, con el fin de aumentar la vida en servicio de los cilindros de laminación y disminuir la potencia de laminación requerida, es necesario por un lado aumentar la dureza y estabilidad térmica y por otro disminuir la diferencia de durezas entre los carburos primarios y la matriz. En este sentido, como es evidente, el tratamiento térmico juega un papel fundamental desde diferentes puntos de vista. Por una parte, es necesario lograr una austenita con suficiente dureza potencial durante el tratamiento térmico de temple y que, a su vez, dé lugar a una estructura que conserve una elevada dureza y estabilidad microestructural durante el posterior tratamiento térmico de revenido. Además, con el fin de conseguir una unión capa-núcleo lo suficientemente fuerte, es necesario romper las disposiciones continuas de carburos primarios que pueden tener lugar en la

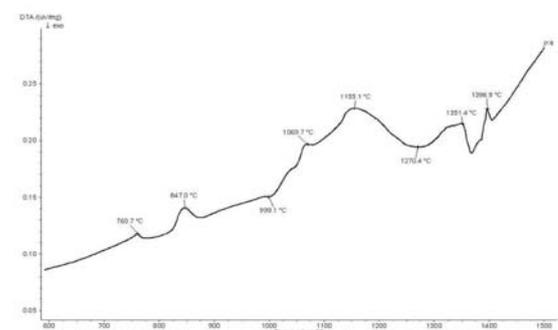


Fig. 5: ATD. Calentamiento a 10 °C/min hasta 1500 °C de una muestra en estado bruto de colada.

zona de transición entre la capa y el núcleo como consecuencia de la difusión del C y Si desde el núcleo hacia la capa y del Cr, V y Mo desde la capa hacia el núcleo. En este sentido, la técnica ATD, cuya aplicación se ha expuesto brevemente, así como la dilatometría y la difracción de rayos X a alta temperatura constituyen herramientas muy útiles para definir los parámetros adecuados del tratamiento térmico de temple y revenido. Como ilustración de esto, se expone a continuación el empleo de la técnica dilatométrica para conocer la influencia de la temperatura de temple en la puesta en solución de los carburos presentes en el estado bruto de colada y su cinética de disolución.

Las probetas dilatométricas fueron calentadas a 10 °C/s hasta diferentes temperaturas de temple y, tras un mantenimiento de 15 minutos, enfriadas rápidamente hasta temperatura ambiente. La figura 6 muestra la evolución dimensional de las probetas a las diferentes temperaturas de temple. La expansión isotérmica que éstas experimentan se debe a la puesta en solución a la que se ha hecho referencia; tal y como se puede apreciar en las micrografías representativas de la microestructura de cada muestra al final del tratamiento, que se muestran en la figura 8. La figura 6a muestra que la puesta en solución todavía continúa a 950 °C al final del mantenimiento de 15 min. Sobre la misma figura se puede apreciar que la cinética de la puesta en solución es relativamente rápida. La figura 6b muestra la evolución de la temperatura Ms en función de la temperatura de temple. Se puede apreciar que esta disminuye de forma notable a partir de una temperatura de temple de 1000 °C, lo que es indicativo de su enriquecimiento en carbono y aleantes, fruto de la disolución de los carburos.

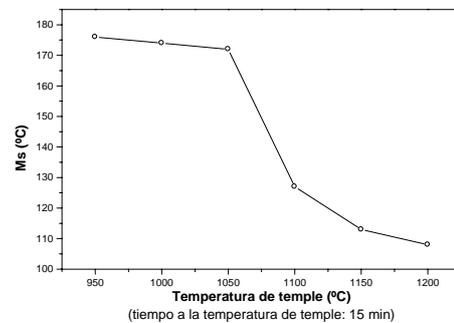
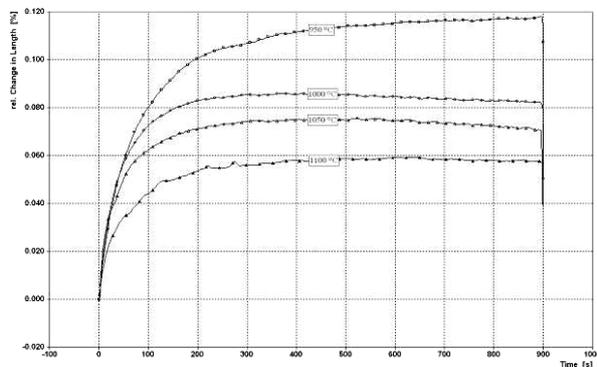


Fig. 6: Curva  $\Delta L/L_0$  frente a  $t$  (a) y evolución de Ms en función de la temperatura de temple (b)

Fig. 6: Dilatogram  $\Delta L/L_0$  (t) (a) and evolution of Ms temperature depending on quenching temperature (b)

La Fig. 7 representa la variación de la microdureza del constituyente dendrítico en función de la temperatura de temple tras enfriamientos al aire (3 horas de mantenimiento a cada temperatura). Se observa un notable incremento de la dureza, especialmente a partir de 1000 °C, que alcanza un máximo sobre 1150 °C, para descender a continuación.

La variación de la microdureza del constituyente dendrítico mostrada en la Fig. 7 se justifica entonces del modo siguiente: al aumentar la temperatura de austenización, se induce la solubilización progresiva de los diferentes carburos constitutivos, de manera que la austenita se enriquece en carbono y, tras su enfriamiento rápido al aire, se transforma en martensita, que es tanto más dura cuanto mayor es su contenido en carbono (mayor temperatura de austenización). Por otro lado, a las temperaturas de austenización mayores (por encima de 1150 °C), continúa la puesta en solución de los carburos más estables, la austenita sigue enriqueciéndose en carbono y aleantes, la temperatura Ms (y por tanto Mf) descende aún más y se incrementa

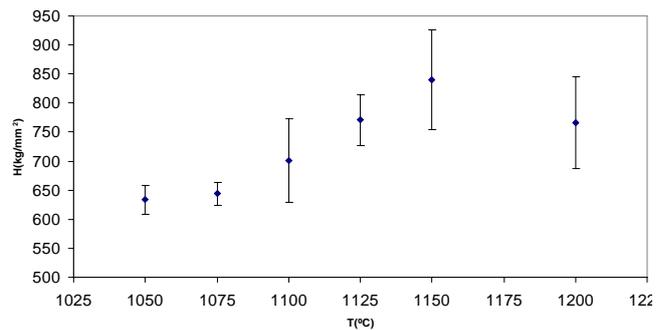


Fig.7. Variación de la microdureza del constituyente dendrítico con la temperatura de temple

Fig. 7. Microhardness evolution of dendritic areas depending on quenching temperature.

notablemente la presencia de austenita retenida. A modo de ilustración de lo que le ocurre a la microestructura cuando se utilizan las temperaturas de temple más elevadas y, concretamente a los carburos  $M_2C$ , la figura 9 muestra la transición microestructural en una muestra en estado de temple y revenido oxicortada entre la zona afectada por el calor y la línea de fusión. Nótese el progreso de la descomposición de los carburos  $M_2C$ , según el mecanismo descrito anteriormente, a medida que nos acercamos a la superficie oxicortada (aumento de la temperatura máxima alcanzada).

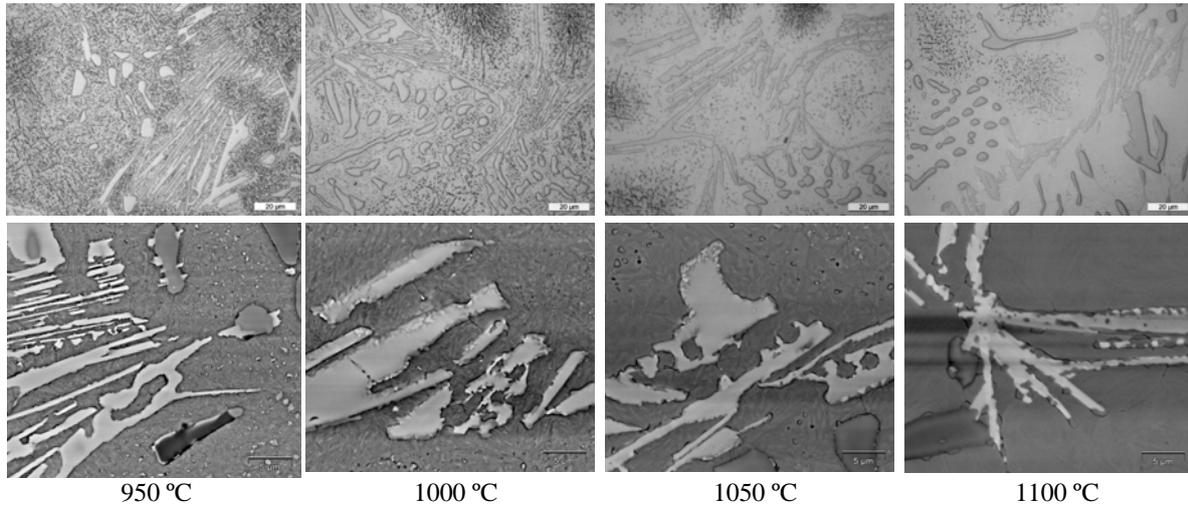


Fig. 8: Evolución de la microestructura de las probetas dilatométricas con la temperatura de temple. MO (izq.) y SEM (dcha.).  
 Fig. 8: Microstructure of dilatometric samples depending on quenching temperature. OM (left) and SEM (right).

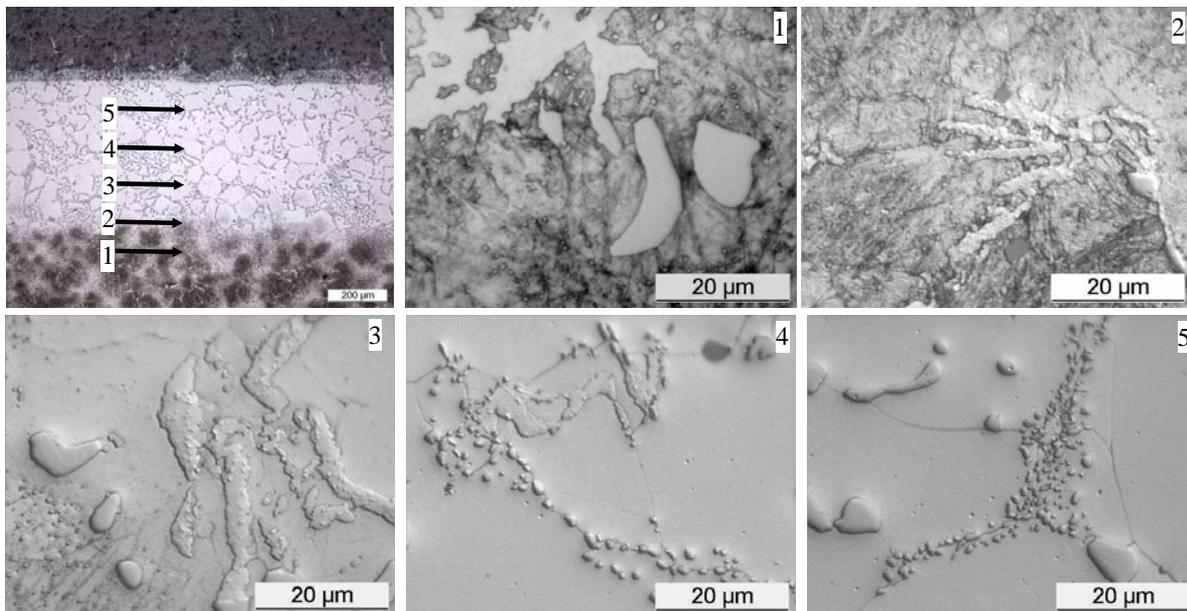


Fig. 9: Nótese la evolución de la descomposición de los carburos M<sub>2</sub>C a medida que aumenta la temperatura  
 Fig. 9: M<sub>2</sub>C carbides decomposition with temperature in heat affected zone.

En la figura 10 se muestra la evolución microestructural de la capa del cilindro a lo largo del tratamiento térmico industrial (temple y temple+revenido).

Nótese el elevado porcentaje de austenita retenida en el estado de temple y la descomposición parcial de los carburos  $M_2C$ , tal y como se ha explicado anteriormente. Se han empleado diferentes reactivos químicos con el fin de diseñar un procedimiento metalográfico que permita la cuantificación de los distintos carburos a lo largo de la profundidad de la capa (entre 15 y 50 mm desde la superficie original de moldeo). El mejor resultado es el obtenido empleando el reactivo Groesbeck diluido al 50 % o el reactivo Murakami para cuantificar los carburos  $M_2C$ . Estos reactivos son especialmente útiles en las muestras en estado bruto de colada. En el caso de las muestras templadas o templadas y revenidas los resultados no permiten un análisis de imagen debido al fuerte (y “sucio”) ataque que sufren los carburos  $M_2C$  parcialmente descompuestos durante el tratamiento térmico de temple. Para cuantificar por análisis de imagen los carburos MC se ha empleado el reactivo a base de picrato alcalino utilizando tiempos de ataque muy cortos. La cuantificación conjunta de todos los carburos primarios es muy sencilla sobreatacando con nital al 4% la microestructura en estado de temple y revenido. La figura 10 muestra una secuencia del análisis de imagen realizado para la cuantificación de los carburos primarios MC de la capa en estado de temple y revenido.

La figura 11 muestra la distribución de carburos MC y  $M_2C$  en función de la profundidad de la capa del cilindro desde su superficie hasta la unión capa-núcleo.

Se puede apreciar que la distribución de los carburos es muy homogénea en casi toda la capa a excepción de la zona próxima a la unión, en la que los carburos mayoritarios son los carburos MC; algo que se puede justificar en virtud de la baja densidad de estos carburos en comparación con la de los carburos  $M_2C$ , mucho más densos. Finalmente, en la figura 12 se contrasta el aspecto microestructural de la unión capa-núcleo correspondiente al estado bruto de colada y tras tratamiento térmico de temple y revenido. Los parámetros empleados durante la colada y posterior tratamiento térmico han sido los adecuados para conseguir una distribución homogénea de los carburos (véase la figura 11) y una unión capa-núcleo con una configuración microestructural adecuada.

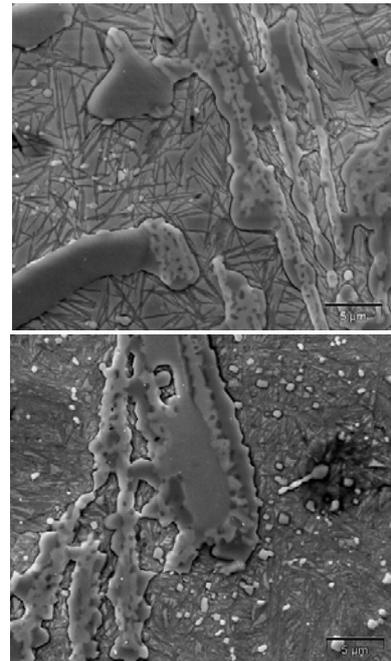


Figura 10: Evolución de la microestructura a lo largo del tratamiento térmico industrial.

Figure 10: As cast, quenched, and quenched+tempered microstructure.

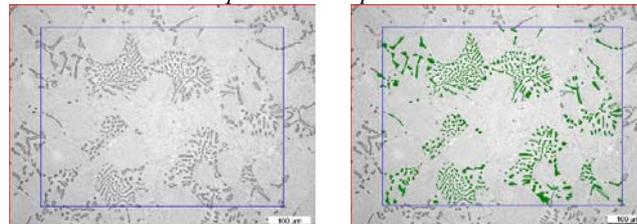


Fig. 10: Imagen gris y binaria para la cuantificación por análisis de imagen de los carburos MC. Reactivo: Picrato Alcalino (2s).  
Fig. 10: Grey and binary image for MC carbides image analysis. Alkaline Picrate (2s).

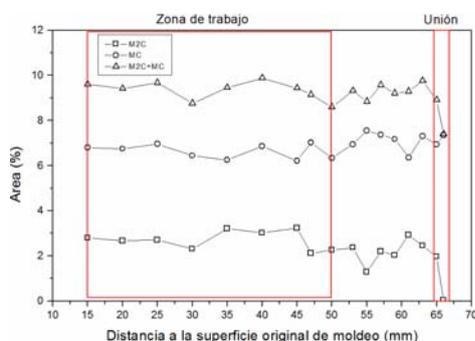


Fig. 11: Distribución de carburos primarios en la capa (temple y revenido)

Fig. 11: Primary carbides distribution along the shell and shell-core transition.

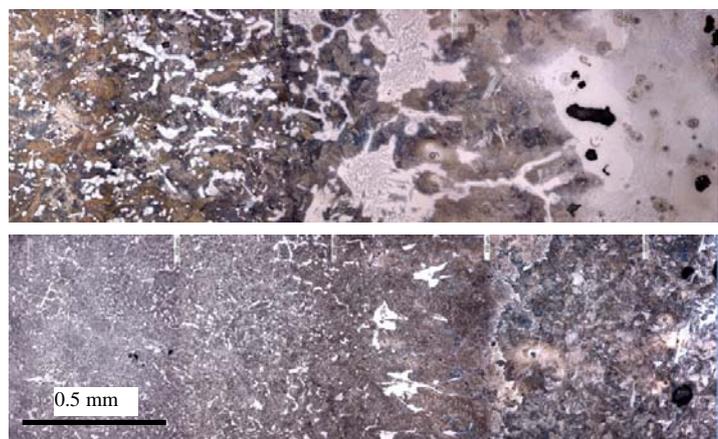


Fig. 12: Unión. Bruto de colada (sup.) y tras temple y revenido (inf.)  
Fig. 12: Shell-core transition. As cast and after heat treatment.

#### 4.- Conclusiones.

Se ha comprobado (mediante DRX y ATD) que el proceso de solidificación de los aceros rápidos utilizados en la fabricación de las capas de los cilindros de laminación consiste en la formación de austenita primaria y la descomposición del líquido interdendrítico en los eutécticos  $\gamma+MC$  y  $\gamma+M_2C$ . La formación de los carburos  $M_2C$  se favorece por la utilización de una elevada velocidad de enfriamiento y ésta juega un papel importante no sólo en la estructura de solidificación sino en las transformaciones de fase subsiguientes que tienen lugar ya en estado sólido. La estructura característica del estado bruto de colada de estas capas consiste en una precipitación secundaria de carburos en ferrita (en las regiones dendríticas) y perlita en las regiones interdendríticas, en las que también se forman carburos primarios del tipo  $MC$  y  $M_2C$ . Durante el tratamiento térmico de temple se produce, a partir de unos 1050 °C, la descomposición de los carburos secundarios y del carburo metaestable  $M_2C$  según la reacción  $\gamma+M_2C \rightarrow MC+M_6C$  y a temperaturas superiores a los 1200 °C se produce la descomposición total de los carburos  $M_2C$  y la puesta en solución de los  $M_6C$ , quedando finalmente únicamente pequeños carburos  $MC$ . Es necesario inducir la disolución de los carburos secundarios y la puesta en solución parcial de los carburos primarios  $M_2C$  con dos objetivos: conseguir una relación de durezas entre los carburos primarios y la matriz adecuada y afinar la microestructura rompiendo las estructuras de colada que inducen fragilidad tanto en la capa como en la transición capa-núcleo. La dilatometría permite conocer el rango de temperaturas adecuadas y los tiempos de permanencia necesarios para conseguir la dureza potencial óptima de la austenita obtenida antes de realizar el enfriamiento de temple.

Finalmente, se ha comprobado que la metalografía constituye una técnica de inestimable valor en la caracterización de estas aleaciones tan complejas desde un punto de vista metalúrgico. Se ha comprobado, empleando un procedimiento de preparación metalográfico convencional y distintos reactivos químicos que han permitido cuantificar por análisis de imagen los diferentes carburos presentes en la microestructura, que los parámetros empleados durante el proceso industrial han logrado producir una distribución adecuada de los carburos primarios y una configuración de la unión capa-núcleo óptima.

Así pues, la aplicación conjunta de las diferentes técnicas de caracterización empleadas en este trabajo (metalografía y análisis de imagen, microscopía óptica y electrónica, dilatometría, análisis térmico y difracción de rayos X) nos han permitido conocer la naturaleza y evolución de los diferentes microconstituyentes presentes en cada etapa del procesamiento industrial de los cilindros estudiados.

#### 5.- Bibliografía.

- [1] Arcelor Mittal, El proceso siderúrgico, Centro de Formación de La Toba, Arcelor Mittal, Asturias, 2007.
- [2] D.T. Blazic, Hot strip mill operations, vol. III, Roll wear broken rolls and roll life, Sun Lakes, Arizona, EEUU, 2001.
- [3] P.G. Stevens, K.P. Ivens y P. Harper, Increasing work roll life by improved roll cooling practice, J. of Iron and Steel Institute, Enero 1971, 1-11
- [4] S. Lee et al., Correlation of microstructure and thermal fatigue properties of three work rolls, Metallurgical and Materials Transactions, 28A, diciembre 1997.
- [5] S. Spuzic, K.N. Strafford, C. Subramaninand y G. Savage, Wear of hot rolling mill rolls: an overview, Wear, 176
- [6] C. Vergne, C. Boher. R. Gras y C. Levaillant, Análisis of the friction and wear behaviour of hot work tool scale: application to the hot rolling process, Wear, 250, 2001, 322
- [7] T.F.J. Quinn, Oxidational wear modelling. Part III: the effects of speed and elevated temperature, Wear, 216, 1998,
- [8] H. Takigawa, T. Tanaka, S. Othmo y M. Hashimoto, Development of high speed tool steel rolls and their applications to rolling mills, Nippon Steel Technical Report N°74, Julio 1997.
- [9] Y. Jung Kang, J. Cheol Oh, H.C. Lee y S. Lee, Effects of carbon and chromium additions on the wear resistance and surface roughness of cast high-speed steel rolls, Metallurgical and Materials Transactions, 30A, 1999, 399
- [10] High Speed Steel Rolls in the Hot Strip Mill. J.P. Breyer. Saruc Conference 1997
- [11] Improvement of the Work Roll Performance on the 2.050 mm Hot Strip Milla t Iscor Vanderbijlpark. International ATS Steelmaking Conference. Paris, France, 2000
- [12] H.Wu, N. Sasaguri, Y. Matsubara y M. Hashimoto, Transactions AFS 140 (1996) 103.
- [13] M. Boccalini, Jr., C.L. Serantoni, A. Sinatora y Y. Matsubara, en Proceedings of the Science of Casting and Solidification, Brasov, May 2001