

# **Desarrollo de una nueva aleación de acero rápido para cilindros de laminación con óptimo desgaste. OW-HSS (Optimum Wear – HSS)<sup>1</sup>**

Leonel Elizondo<sup>2</sup>  
Beatriz Pejenaute<sup>3</sup>  
Juan Llano<sup>4</sup>  
José M. Artímez<sup>5</sup>

## **Resumen**

Durante las últimas décadas se ha extendido el uso de cilindros de acero rápido (ARAP o HSS) en los trenes de laminación de bandas en caliente, lo que ha posibilitado llevar a cabo campañas más largas de laminación al sufrir un desgaste menor que las calidades utilizadas anteriormente en las mismas posiciones.

Un inconveniente que se ha detectado en el uso de estos cilindros de acero rápido es el alto coeficiente de fricción debido a la diferencia de durezas entre los carburos y la matriz.

Con ayuda de una planta piloto de fusión y colada centrifugada se ha logrado obtener una nueva aleación de acero rápido con una microestructura más fina y homogénea, así como un mejor comportamiento frente al desgaste y un menor coeficiente de fricción.

Palabras clave: Acero rápido, microestructura, desgaste.

## **Development of a new HSS alloy for rolling mill rolls with an optimum wear behaviour. OW-HSS (Optimum Wear – HSS)**

### **Abstract**

During the last few decades the use of HSS rolls has been spread out in the hot rolling, allowing longer rolling campaigns as a result of the lower wear rate compared with the roll qualities used before in the same stands.

A disadvantage found in the use of HSS rolls is the high friction coefficient due to the high difference in hardness between matrix and carbides.

A melting and casting pilot plant has been used for the development of a new HSS alloy with a finer and more homogeneous microstructure, as well as a better wear performance and a lower friction coefficient.

Key words: HSS, microstructure, wear.

---

<sup>1</sup> Trabajo a ser presentado en el 46º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos

<sup>2</sup> Director Técnico, Fundición Nodular S.A.

<sup>3</sup> Responsable I+D+i, Fundición Nodular S.A.

<sup>4</sup> Director Comercial y de Marketing, Fundición Nodular S.A.

<sup>5</sup> Responsable del Grupo Materiales Metálicos, Fundación ITMA

# **Desenvolvimento de uma nova liga de aço rápido para cilindros de laminação com ótimo desgaste. OW-HSS (Optimum wear HSS)**

## **Resumo**

Durante as últimas décadas o uso de cilindros de aço rápido (HSS o ARAP) estendeu se nos laminadores de tiras a quente. Isto possibilitou um crescimento das campanhas de laminagem por sofrer os cilindros um desgaste menor do que as qualidades utilizadas anteriormente nas mesmas cadeiras.

Um obstáculo encontrado no uso de estes cilindros é o elevado coeficiente de atrito por causa da diferencia das durezas entre os carbonetos e a matriz metálica.

Com ajuda de uma instalação piloto para fusão e centrifugação vertical atingiu-se uma nova liga de aço rápido com uma microestrutura mais fina e homogênea, um menor coeficiente de atrito assim como um melhor comportamento ao desgaste.

Palavras-chave: Aço rápido, microestrutura, desgaste.

## 1.- Introducción

Los cilindros de acero rápido (ARAP) o HSS, se vienen utilizando en las primeras cajas de los trenes de laminación de bandas en caliente desde hace aproximadamente dos décadas. El uso de este tipo de cilindros ha supuesto un gran avance con respecto a los cilindros de hierro alto en cromo desde el punto de vista de desgaste del cilindro y por lo tanto de rendimiento, lo que se traduce, entre otras cosas, en un menor número de cambios de cilindros y por lo tanto en un mayor tiempo de utilización de la instalación, en una menor cantidad de cilindros a rectificar y en campañas de laminación más largas. En definitiva, en un aumento de productividad.

A lo largo de este período de tiempo se ha mejorado de forma sustancial la calidad de la unión en cilindros centrifugados de doble colada permitiendo una cada vez mayor aceptación por parte de los laminadores, ya que este proceso combina un buen rendimiento, con una alta fiabilidad y seguridad frente a incidentes de laminación a un coste mucho más competitivo que los procesos de cladding.

Sin embargo, esta calidad de cilindros está asociada a un alto coeficiente de fricción durante la laminación como resultado de las diferencias de durezas entre la matriz y los carburos, así como a la distribución de los mismos, lo que limita su utilización en muchos trenes debido al incremento en las fuerzas de laminación. Esto además de un mayor consumo eléctrico, es en muchos casos inaceptable, ya que muchos trenes de laminación trabajan al límite de su capacidad, obligando en otros muchos casos a la utilización de aceite (roll bite lubrication) con la consecuente complicación en la operación de esta instalación, incremento de costes y problemas medioambientales.

El objetivo de esta investigación es desarrollar una nueva aleación/proceso de fabricación de cilindros que permita tener los beneficios de los aceros HSS pero con unas características microestructurales tales que el coeficiente de fricción sea más bajo y el desgaste del cilindro más homogéneo, lo que significa un mejor acabado superficial del producto laminado.

## 2.- Estado Actual de la calidad ARAP (HSS)

### **Solidificación y microestructura**

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 <sup>(1), (2)</sup>. Tras un tratamiento térmico consistente en un temple a alta temperatura y varios revenidos, se consigue un producto con una dureza muy elevada, capaz de resistir las acciones mecánicas del servicio. Además, se obtiene una microestructura estable en las condiciones de operación durante el tiempo estimado de vida del cilindro.

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 “spallings” 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).

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

| Tipo de carburo | MC   | M <sub>2</sub> C | M <sub>6</sub> C | M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> | M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> | M <sub>3</sub> C |
|-----------------|------|------------------|------------------|-------------------------------|--------------------------------|------------------|
| Dureza (HV)     | 2800 | 2200             | 1650             | 1600                          | 1200                           | 1050             |

Sin embargo, en ocasiones, un elevado contenido de estos carburos puede 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. Una solución propuesta a este problema podría ser la compensación de estos carburos con otros más blandos del tipo M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>; 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.

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<sub>2</sub>C y  $\gamma$ +M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Los carburos MC, ricos en vanadio, son los primeros carburos eutécticos que se forman. La precipitación de los carburos M<sub>2</sub>C y/o M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> será función de la composición química del líquido eutéctico remanente y de la velocidad de solidificación. La formación de los carburos M<sub>2</sub>C se favorece cuando existen altos contenidos de W, Mo o V y elevadas velocidades de solidificación. Los carburos M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> se forman cuando la aleación tiene elevados contenidos de C y Cr y la velocidad de enfriamiento es más lenta. Posteriormente, ya en estado sólido, tienen lugar la precipitación de carburos secundarios tipo M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> y la transformación final de la austenita, que será función del grado de dicha precipitación y de la velocidad de enfriamiento utilizada.

En las figuras 1, 2 y 3 se muestran las microestructuras 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, M<sub>2</sub>C y M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>.

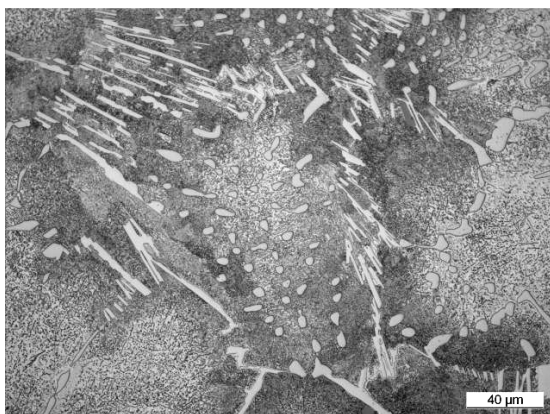


Figura 1. Microestructura en bruto de colada. Superpicral.

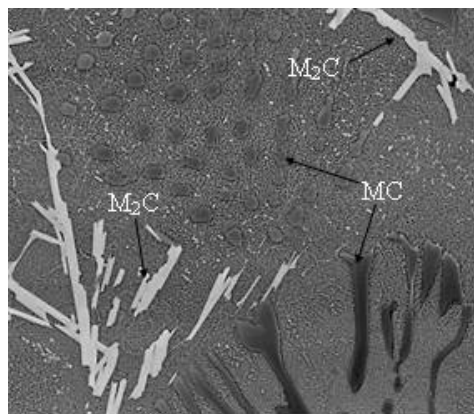


Figura 2. Imagen SEM de la microestructura en estado bruto de colada

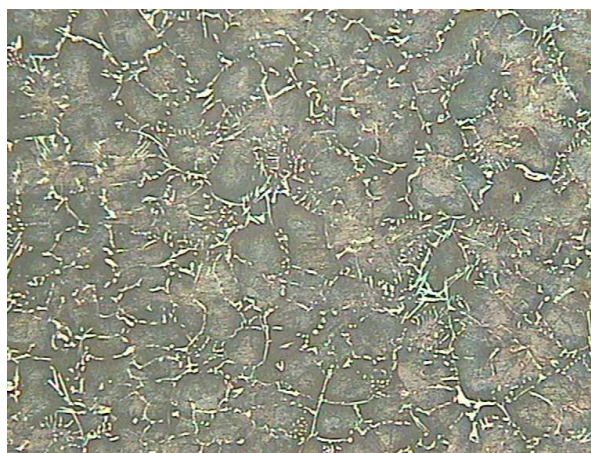


Figura 3. Microestructura en bruto de colada. Nital 2% (x50)

Como se verá más adelante, la nueva aleación de acero rápido permite mejorar el comportamiento a desgaste desde el punto de vista de la heterogeneidad y reducir el coeficiente de fricción mediante una distribución más fina y homogénea de los carburos.

### **Tratamiento térmico y microestructura**

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.

Si bien los carburos MC son muy estables, los carburos secundarios y los carburos  $M_2C$  se ponen en solución al menos parcialmente durante el tratamiento térmico de temple. Durante este tratamiento se produce en primer

lugar la transformación austenítica, seguida de la disolución de los carburos secundarios  $M_{23}C_6$ , que tiene lugar a partir de unos  $1020^{\circ}\text{C}$  y la de los carburos eutécticos  $M_2C$  mediante la transformación  $\gamma + M_2C \rightarrow MC + M_6C$ ; por último, se produce la disolución de los carburos  $M_6C$ .

La temperatura de temple tiene una gran influencia en la puesta en solución de los carburos presentes en el estado bruto de colada. Asimismo, influye tremendamente en la temperatura  $M_s$ , la cual disminuye notablemente a partir de una temperatura de temple muy elevada, lo cual es indicativo de su enriquecimiento en carbono y aleantes, fruto de la disolución de los carburos.

En la figura 4 se muestra la evolución microestructural de la capa del cilindro a lo largo del tratamiento térmico industrial (temple y temple+revenido).

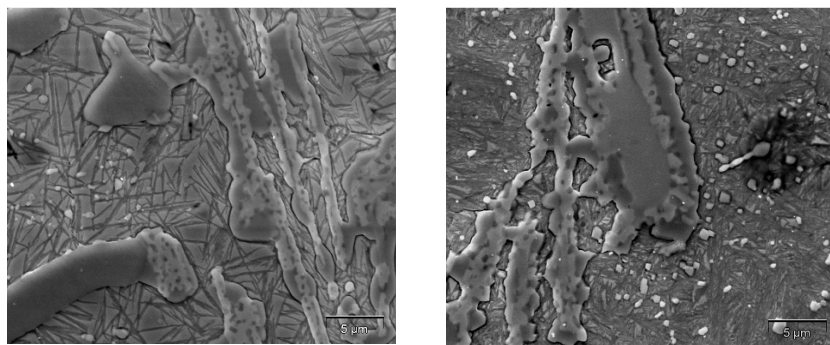


Figura 4. Evolución de la microestructura a lo largo del tratamiento térmico industrial (temple y temple+revenido)

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.

### 3.- Objetivo del nuevo desarrollo

Como se apuntaba antes, el elevado coeficiente de fricción asociado a este tipo de cilindros, ha supuesto en ocasiones un impedimento para la utilización de los mismos en algunos trenes debido a las altas fuerzas de laminación necesarias. En otros muchos casos y debido al mismo fenómeno, el empleo de estos cilindros repercute de forma negativa en el consumo eléctrico de la instalación.

En este trabajo se explicará cómo se ha conseguido una nueva aleación de acero rápido con una distribución de carburos más homogénea que hará posible una disminución del coeficiente de fricción, así como un desgaste más homogéneo. Así pues, se podrán obtener cilindros en esta nueva aleación de acero rápido que por una parte disminuyan el aumento de las fuerzas de laminación en el tren comparado con las calidades convencionales de acero rápido, y que por otra parte conserven un mejor aspecto superficial, lo que redundará también en un mejor acabado superficial del producto laminado.

## 4.- Desarrollo experimental

### 4a.- Descripción de las instalaciones

Para el desarrollo de esta nueva aleación se ha contado con la colaboración de la Fundación ITMA (Instituto Tecnológico de Materiales), la cual dispone de una planta piloto de fusión por inducción y una máquina de centrifugación vertical GIBSON que permiten una simulación adecuada del proceso industrial.

La sección de fusión de dicha planta consta de un horno eléctrico de inducción Inductotherm de 35 Kw y 9.600 Hz de frecuencia con una capacidad de 30 kg, así como de un segundo horno de fusión de alto vacío (VIM) Consarc Inducto de 125Kw y 3.000Hz de frecuencia con una capacidad de 100 kg.

Un espectrómetro de emisión permite conocer la composición del metal durante la marcha de la fusión y realizar las adiciones necesarias a los hornos para conseguir la composición deseada.

Cuenta además la planta con una máquina de centrifugación vertical que permite fundir prototipos huecos de unas dimensiones de 180 mm de diámetro, 150 mm de alto y 45 mm de espesor de pared.

En este proyecto se colaron prototipos de un solo metal; sin embargo, la configuración de la planta permite colar prototipos bimetálicos (capa y núcleo), lo que posibilita el estudio de la unión de ambos caldos.

La máquina de centrifugar cuenta con una precisa regulación de velocidad, lo que permite trabajar con distintos perfiles a lo largo de la colada.

La fotografía 5 muestra un detalle de la instalación de la planta piloto de fusión:



Figura 5. Horno de fusión por inducción de alto vacío (VIM)

#### **4b.- Desarrollo de pruebas**

Se fundieron y colaron a lo largo del presente estudio varios tipos distintos de prototipos en cuanto a composición química se refiere:

- La primera aleación es la considerada estándar en la fabricación industrial, y sirve como punto de referencia para valorar las mejoras obtenidas en el resto de prototipos.
- El resto de las aleaciones usan la base de la aleación estándar pero se adiciona en ellas una mezcla de distintos microaleantes CSM (Carbide Shape Modifiers).

De estas últimas aleaciones, se ha seleccionado para presentar en este trabajo la que mejores resultados ha dado en cuanto a microestructura y desgaste en comparación con la aleación estándar. A esta nueva aleación la denominaremos “aleación óptima”.

De la aleación estándar se colaron inicialmente varios prototipos en distintas dimensiones, distintas coquillas y distintos procesos de moldeo hasta conseguir velocidades de solidificación similares a las de un cilindro real, de tal forma que las microestructuras del prototipo y de un cilindro real son comparables y por lo tanto las conclusiones del presente estudio son trasladables a la práctica industrial.

Los prototipos se colaron a una velocidad de la máquina de 1200 rpm, que por las dimensiones de los prototipos es la necesaria para obtener una fuerza centrífuga similar a la que se ve sometido el caldo durante la fabricación de un cilindro industrial. De esta forma aseguramos que los fenómenos de segregación mecánica son comparables a un cilindro real.

Salvo las microadiciones realizadas en los prototipos de las nuevas aleaciones estudiadas, el resto de los parámetros de proceso, tanto de fusión como de colada, se mantuvieron constantes.

Para caracterizar la morfología y distribución de los carburos primarios, se realizó un registro micrográfico desde la superficie exterior a la interior del prototipo que permite conocer además, la tendencia a la segregación de los carburos.

Posteriormente, se cortaron una serie de probetas y se sometieron a tratamiento térmico de temple y doble revenido con ayuda de un dilatómetro Netzsch de alta temperatura y atmósfera controlada para evitar la decarburación de las muestras. Estas probetas tratadas térmicamente fueron mecanizadas adecuadamente para realizar con ellas los ensayos de desgaste.

Estos ensayos de desgaste se llevaron a cabo en una máquina de fricción o tribómetro de alta frecuencia Plint and Partners TE77, que permite estudiar los fenómenos de desgaste poniendo en contacto probeta y contramuestra bajo



distintas condiciones de contacto, como carga, temperatura del ensayo, así como la distancia y frecuencia del deslizamiento.

Durante los ensayos se puso en contacto una probeta de acero al carbono S275 preoxidado a 600°C durante 1 hora, que hizo la función de contramuestra y permanecía fija, con una probeta extraída de los prototipos, que se hizo deslizar de forma lineal sobre la misma. El ensayo se realizó a temperatura ambiente.

Después de cada ensayo se midió la tasa de desgaste observando la pérdida de masa de la probeta. Además, durante el ensayo se pudieron medir las propiedades de fricción de cada prototipo.

## 5.- Resultados obtenidos

### 5a.- Microestructurales

Los ensayos metalográficos realizados muestran en los prototipos de la aleación óptima, una evidente mejora de la microestructura en cuanto a distribución de los carburos se refiere, y al mismo tiempo se consigue un notorio afino de la estructura.

Las otras aleaciones estudiadas no muestran cambios sustanciales con respecto a la microestructura de la aleación estándar, por lo que no se consideran en este trabajo.

Las figuras 6 y 7 muestran la estructura en bruto de colada de la aleación estándar, y de la aleación óptima a 100x a una profundidad de 20 mm de la superficie.

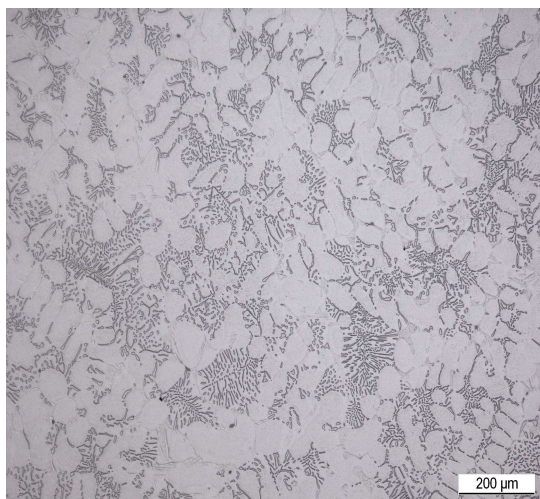


Figura 6. Aleación estándar

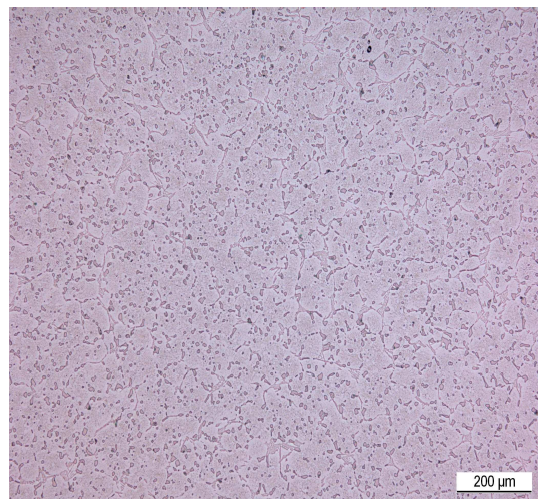


Figura 7. Aleación óptima

Muestras de los prototipos de ambas aleaciones fueron preparadas para su observación en el microscopio electrónico y se muestran a continuación (figuras 8 y 9).

En este caso, las micrografías corresponden a muestras obtenidas después del tratamiento térmico, y en ellas se confirma la mejora en el afino de la estructura y en la homogeneidad en la distribución de carburos, principalmente los del tipo MC, de la aleación óptima respecto a la estándar.

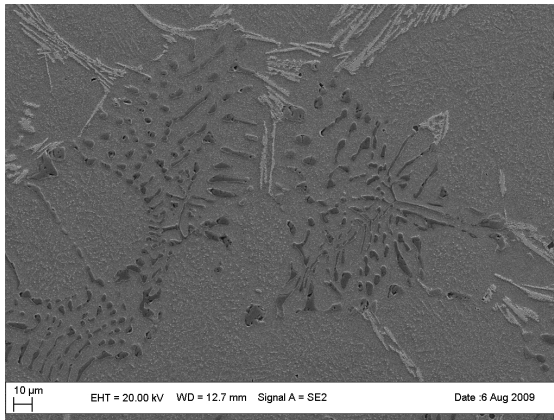


Figura 8. Aleación estándar. Imagen SEM

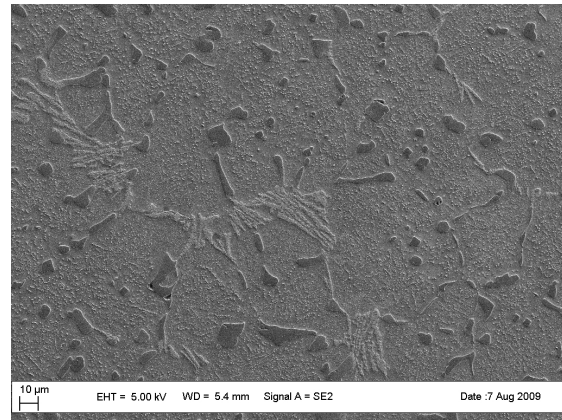


Figura 9. Aleación óptima. Imagen SEM

Como se aprecia claramente en las cuatro fotos anteriores, el afino conseguido con las microadiciones CSM de la aleación óptima es muy significativo, lográndose además una distribución de los carburos eutécticos muy homogénea, desapareciendo prácticamente en su totalidad las agrupaciones de carburos.

## 5b.- Tribológicos

Los resultados de la primera serie de ensayos de desgaste realizados confirman que la aleación óptima presenta una tasa de desgaste 52 % inferior a la de la aleación estándar.

Por otra parte, el coeficiente de fricción ( $\mu$ ), una vez pasado el estado transitorio en que se estabilizan las condiciones del contacto, muestra en el caso de la aleación óptima, un coeficiente de fricción que es aproximadamente un 40 % inferior al de la aleación estándar, como se puede ver en la figura 10.

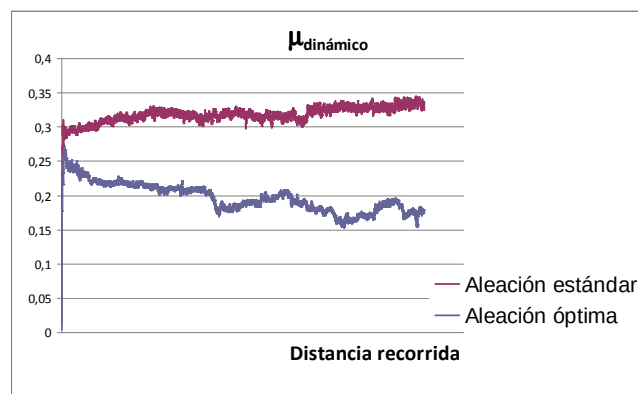


Figura 10. Coeficiente de fricción del ensayo de desgaste.

La figura 11 muestra una micrografía obtenida en el microscopio electrónico de la superficie de la probeta del ensayo de desgaste una vez finalizado el mismo. Como se ve, los carburos sobresalen de la superficie desgastada, por lo que se concluye que son éstos los que frenan el desgaste, y es su fina distribución la responsable de que el coeficiente de fricción sea menor al de la aleación estándar.

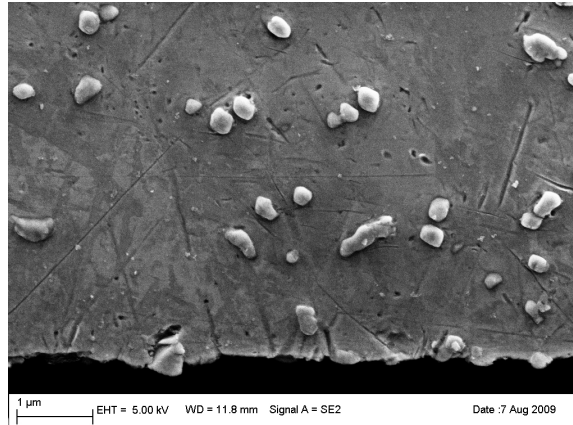


Figura 11. Superficie probeta después de ensayo de desgaste. Imagen SEM

## 6.- Conclusiones.

Los trabajos de caracterización microestructural y mecánica de los prototipos fundidos siguen en marcha y serán finalizados en breve.

Actualmente, y dada la mejora significativa de la aleación óptima respecto a la calidad estándar, FN está trabajando en la industrialización de esta nueva calidad de acero rápido que esperamos poder ofrecer a nuestros clientes en un breve período de tiempo.

El espectacular grado de afino que se consigue en la microestructura así como la fina distribución de los carburos eutécticos, nos sugieren que el comportamiento de este tipo de material en cilindros de laminación mejorará notoriamente el acabado superficial del cilindro y por lo tanto el de la banda.

Suponemos que la tendencia a los “spallings” se verá igualmente favorecida, ya que la fina y homogénea distribución de los carburos eutécticos no ofrece un “camino” preferencial a las grietas que se puedan generar durante la laminación como resultado de los incidentes.

La homogeneidad en la microestructura, hace suponer que la formación de la película de óxido sobre la superficie del cilindro será más uniforme y la tendencia al peeling y al banding se verá mejorada y su aparición, en todo caso, retrasada, ya que este fenómeno se presenta cuando se desprende esta película de la superficie del cilindro, entre otras razones por la fractura de la zonas ricas en carburos.

Los resultados de los ensayos de desgaste realizados hasta la fecha, muestran una reducción significativa de la tasa de desgaste, así como una reducción del coeficiente de fricción de aproximadamente un 40 %, lo que permitirá alargar las campañas de laminación así como reducir las fuerzas de laminación necesarias.

Dada la complejidad de los ensayos de desgaste, consideramos necesario prolongar la duración de los mismos, así como modificar los parámetros de contacto entre probeta y contramuestra para confirmar los resultados obtenidos de los mismos.

Para la fabricación de estos cilindros, FN aplicará su patente (EP1097753) <sup>(3)</sup>, pues ésta ha demostrado sus beneficios en la obtención de una buena unión y un núcleo con un alto porcentaje de ferrita que permite realizar un austenizado a alta temperatura que se traduce en un mayor contenido de elementos de aleación en la matriz, y por lo tanto en un mejor comportamiento del cilindro durante la laminación. Todo esto sin arriesgar la integridad del núcleo por las elevadas tensiones que se generan, y que un núcleo “contaminado” con carburos no puede soportar.

Este nuevo método de colada consiste básicamente en verter un primer núcleo a alta temperatura, seguido de uno a temperatura más baja. De esta forma, el primer núcleo caliente asegura una buena unión con la capa, y el segundo núcleo, el frío, frena el “lavado” de la capa.

Si bien el proceso de colada es más complicado que en una colada convencional con un solo núcleo, los resultados observados en la calidad de la unión por métodos ultrasónicos, aconsejan la puesta en práctica de este proceso de fabricación.

## **7.- Bibliografía**

- 1 Physical metallurgy of a HSS material for hot rolling mill rolls. J. Lecomte-Beckers, J. Tchoufang Tchuindiang, E. Pirard, J.P. Breyer.
- 2 Caracterización de los carburos  $M_xC_y$  presentes en aceros rápidos para cilindros de laminación bimetálicos procesados por colada centrifugada. J.M.Artímez, J. García, B. Pejenaute, M. Alvaré, J. Belzunce. 17ª Conferencia de Laminación. IAS 2008.
- 3 Defectos presentados por las nuevas generaciones de cilindros (HSS, MHSS, semi-HSS) y su relación con la dinámica de fluidos en colada centrifugada vertical. J. Llano, J.L. González, J. C. Werquin, B. Pejenaute. 45º Seminario de Laminación, ABM 2008.