

DESARROLLO DE UNA NUEVA ALEACIÓN PARA CILINDROS DE TRABAJO DE CAJAS DESBASTADORAS Y PRIMERAS CAJAS DE LAMINACIÓN EN CALIENTE¹

Leonel Elizondo Treviño²
 José Manuel Artímez Encina³
 Jesús A. García Ferreño³
 Beatriz Pejenaute Rodríguez⁴

Resumen

Algunas de las propiedades que las capas de trabajo de los cilindros bimetálicos deben tener para soportar las severas condiciones a las que son sometidos durante la laminación, son una excelente resistencia al desgaste y a la oxidación, así como resistencia a la fatiga térmica. Esto es más importante si cabe en las cajas desbastadoras y primeras cajas de los trenes de laminación. La microestructura del acero rápido (HSS – High Speed Steel) tiene diferentes tipos de carburos de gran dureza debido a un alto contenido en elementos tales como C, V, W y Cr. Estos elementos forman carburos primarios muy duros del tipo MC ricos en V, carburos M_2C ricos en Mo y W, así como carburos M_7C_3 ricos en Cr. Durante la fabricación de cilindros de acero rápido por colada centrifugada, se puede producir una segregación de carburos debido a la diferencia de densidad entre los carburos y el metal líquido. Además, hay una gran diferencia de dureza entre los carburos y la matriz, lo cual genera mayores fuerzas de laminación. La tendencia al agrietamiento térmico y la resistencia a los incidentes durante la laminación, son dos aspectos clave a mejorar en los cilindros de acero rápido. Por todo esto, se ha desarrollado una nueva aleación, con el objetivo de reducir al máximo la presencia de carburos primarios, a la vez que se potencia la precipitación de carburos secundarios muy finos y estables en una matriz de martensita revenida. Esta microestructura tiene mayor tenacidad y es más resistente a los incidentes durante la laminación.

Palabras clave: Microestructura; HSS; Carburos primarios; Cajas desbastadoras.

DEVELOPMENT OF A NEW ALLOY FOR WORK ROLLS FOR ROUGHING STANDS AND REAR STANDS OF HOT STRIP MILLS

Abstract

An excellent wear and oxidation resistance as well as resistance to thermal fatigue are some of the properties the outer shell of the bimetallic rolls must have to fulfill the severe rolling conditions they will be submitted to during the rolling process. This is even more significant for the roughing stands and the first stands of finishing mills. The microstructure of High Speed Steel (HSS) has different type of very hard carbides due to the high content of elements such as C, V, Mo, W and Cr. They form very hard MC type primary carbides rich in V, M_2C carbides rich in Mo and W, and M_7C_3 carbides rich in Cr. During the manufacture of HSS spun cast rolls, a segregation of carbides may take place as a consequence of the different density between carbides and molten metal. Besides, there is a big difference in hardness comparing the carbides with the matrix, and therefore bigger rolling forces are required in the mills. Fire cracking tendency and resistance against rolling mill incidents are also some characteristics of HSS rolls which need some improvement. A new alloy was developed trying to improve the toughness and wear evenness by making a finer carbide distribution. The chemical composition was modified in order to have a microstructure with a very low amount of primary carbides and very fine hard and stable secondary carbides in a matrix of tempered martensite. This microstructure has a higher toughness and it is more resistant to incidents in the mill.

Key words: Microstructure; HSS; Primary carbides; Roughing stands.

¹ Trabajo a ser presentado en el 49º Seminario de Laminação – Procesos, Productos Laminados y Revestidos, 22 al 25 de octubre de 2012, Vila Velha, ES, Brasil.

² Director de Tecnología, Fundición Nodular S.A.

³ Técnico de I+D+i, ITMA Materials Technology.

⁴ Responsable de I+D+i, Fundición Nodular S.A.

1 INTRODUCCIÓN

Los trenes de bandas en caliente utilizados en la laminación de chapas de acero son las unidades donde los desbastes de más de 200 mm de espesor se reducen hasta aproximadamente 2-3 mm, utilizando un conjunto de cajas laminadoras en serie, que normalmente consisten en una o varias cajas desbastadoras, seguidas por las cajas acabadoras. Los desbastes o planchones de acero recalentados a temperaturas entorno a los 1200 °C se van enfriando durante la laminación y la temperatura de salida de la chapa a la salida de la última caja puede haber descendido hasta los 800-900 °C.

Las principales acciones que deben soportar los cilindros de trabajo de estos trenes son la presión de laminación en el contacto cilindro-chapa así como el contacto cilindro de trabajo-cilindro de apoyo, la fatiga térmica, la oxidación superficial y el desgaste en caliente.⁽¹⁻²⁾

La fatiga térmica surge del calentamiento de la superficie del cilindro en contacto con la chapa de acero y del enfriamiento posterior que tiene lugar al girar el cilindro, cuando esta región se refrigera con agua produciendo una contracción que es ahora impedida igualmente por el resto del cilindro. Estas tensiones se repiten en cada giro del cilindro y su magnitud depende fundamentalmente de la temperatura que se alcanza en el contacto con la chapa y del tiempo que dura el citado contacto. Estas variables dependen de la situación del cilindro en el tren, ya que mientras en los primeros cilindros desbastadores se alcanzan temperaturas que podrían llegar hasta 600°C y tiempos de contacto de hasta 0,16s, en los últimos cilindros acabadores, las temperaturas máximas son de 200-300°C y los tiempos de contacto de 0,001-0,002s. En virtud de estas acciones de fatiga, inevitablemente al cabo de un cierto tiempo (número de ciclos) se inician grietas superficiales y estas grietas crecen durante el servicio de los cilindros, de manera que si alcanzaran un tamaño suficiente, podría producirse la rotura o el desconche del cilindro.

La superficie de los cilindros en contacto con la chapa caliente y en presencia del vapor de agua procedente de la refrigeración se oxidará tanto más rápidamente cuanto mayor sea la temperatura que alcanza el contacto cilindro-chapa.

Finalmente, los fenómenos de desgaste serán función tanto de la fuerza de laminación como de la temperatura existente en el contacto cilindro-chapa. A este respecto es importante destacar la influencia del tipo de óxido que se forma sobre la chapa de acero caliente, ya que la formación de los tres posibles óxidos de hierro, FeO, Fe₃O₄ y Fe₂O₃, depende de la temperatura de la chapa, siendo además su dureza tan diferente que en determinadas condiciones actúan como abrasivos, acelerando el desgaste, mientras que en otras tienen un efecto lubricante y el desgaste disminuye significativamente.

Actualmente la calidad de referencia más comúnmente empleada,^(3,4) para las primeras cajas del tren de laminación en caliente es un acero rápido cuya microestructura contiene diferentes tipos de carburos de elevada dureza y estabilidad. Esto es debido al relativamente alto contenido de C, V, Mo y Cr que da lugar a la formación de carburos primarios del tipo MC ricos en V y de elevada dureza (2600÷2800 HV) y del tipo M₂C ricos en Mo y también muy duros (≈2200 HV). Los primeros apenas se alteran durante el tratamiento térmico; sin embargo los segundos son de carácter metaestable y se descomponen parcialmente durante el tratamiento térmico reaccionando con la austenita y dando lugar a la formación de carburos del tipo M₆C y MC.⁽⁵⁾ La microestructura contiene también carburos secundarios de naturaleza compleja (contienen V, Fe, Mo y Cr) de morfología

globular y muy finos que se forman en estado sólido en diferentes etapas del tratamiento térmico, consistente en un temple y doble revenido. Esta configuración microestructural, con un contenido de carburos primarios del orden del 12% (entre el 5% y el 8% de estos carburos son del tipo MC) es más resistente al desgaste en caliente que la característica de las calidades de alto contenido en cromo en las que, además, se forma una red continua o cuasicontinua de carburos primarios del tipo M_7C_3 ricos en Cr (de menor dureza, ≈ 1600 HV) y que es responsable de una baja tenacidad y pobre resistencia a los incidentes de laminación.

Así pues, la presencia de los carburos eutécticos MC y M_2C dota al acero rápido de una elevada dureza y resistencia al desgaste en caliente. Sin embargo, existen varios factores que repercuten negativamente en el comportamiento de estas calidades durante su vida en servicio. Uno de ellos es el fenómeno de segregación que se produce como consecuencia de la elevada diferencia de densidades entre los carburos MC (la densidad del VC es de $5,7 \text{ g/cm}^3$) y el metal líquido. Otro es la formación de células eutécticas “austenita-MC” de baja densidad que da lugar a microestructuras heterogéneas a nivel local (morfología de “fresa”) presentes en todo el espesor de la capa. Además, hay que tener en cuenta que la elevada diferencia de dureza entre este tipo de carburos y la matriz supone el empleo de mayores fuerzas de laminación. Por último, otro aspecto a tener en cuenta es la morfología, distribución y tamaño de los carburos, parámetros que tienen una influencia directa en las propiedades mecánicas del cilindro. Así, una distribución grosera y continua o cuasicontinua de carburos de elevado tamaño tiene una influencia muy negativa en la tenacidad.

En el presente trabajo se muestra el desarrollo, primero en planta piloto y después en la planta industrial, de una nueva aleación para las capas de trabajo de cilindros de laminación para cajas desbastadoras y primeras cajas acabadoras. Su configuración microestructural está formada por carburos secundarios muy finos, de elevada dureza y muy estables, en una matriz de martensita revenida de elevada dureza y estabilidad térmica a alta temperatura. Esta microestructura es óptima desde el punto de vista de la estabilidad estructural, la resistencia al desgaste, la dureza en caliente, etc. Además, la ausencia de carburos primarios en las regiones interdendríticas dotará a esta aleación de una mayor resistencia a los incidentes de laminación. Por otra parte, el empleo de revenidos a alta temperatura da lugar a capas con un menor contenido de austenita retenida y, por lo tanto, con mayor estabilidad durante la vida en servicio del cilindro. Por último, la distribución homogénea de carburos secundarios se espera que tenga una influencia positiva en lo que se refiere a la homogeneidad del desgaste del cilindro y a las fuerzas de laminación.

2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para el desarrollo de la nueva aleación se partió de varias composiciones experimentales diseñadas con ayuda del software Thermo-Calc. En una planta piloto de fusión y colada centrífuga vertical, se realizaron numerosos prototipos de unos 25 kg de peso, tanto en las nuevas aleaciones, como en acero rápido, aleación que se tomó de referencia para comparar los resultados. Se extrajeron probetas de todos los prototipos para su caracterización microestructural tanto en bruto de colada como en todos los estados de tratamiento térmico (temple, temple más revenido y temple más doble revenido). Dicho análisis se realizó mediante microscopía óptica y mediante microscopía electrónica de barrido de alta resolución. Se empleó el

sistema de microanálisis EDS acoplado al microscopio electrónico con el fin de conocer la naturaleza de los diferentes microconstituyentes presentes en las aleaciones ensayadas.

La caracterización mecánica se realizó sobre las muestras en el estado de tratamiento térmico de temple y doble revenido. Se realizaron ensayos de dureza a temperatura ambiente y en caliente, tenacidad a fractura, desgaste, flexión en tres puntos, compresión a temperatura ambiente y en caliente y por último, ensayos de oxidación. También se realizaron ensayos dilatométricos en un equipo de alta temperatura con atmósfera controlada con el objetivo de estudiar la influencia de la temperatura de temple y de la temperatura de revenido en la microestructura y dureza finales.

Por último, una vez caracterizada la nueva aleación tanto microestructuralmente como mecánicamente, se procedió al desarrollo de cilindros bimetálicos en planta industrial mediante colada centrífuga vertical. La capa de trabajo elegida es la correspondiente a la composición química que mejores resultados dio en la planta piloto, y el núcleo es de hierro nodular.

3 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Se utilizó el software comercial Thermo-Calc para el diseño de la aleación, ya que permite la visualización del diagrama de fases, así como la ruta de solidificación y el porcentaje de cada fase presente para una composición química determinada. La premisa básica del diseño fue la eliminación de los carburos primarios y la obtención de carburos secundarios finamente distribuidos en toda la matriz para conseguir una aleación suficientemente resistente al desgaste y con una alta tenacidad. Para conseguir este objetivo planteado, es necesario que en la ruta de solidificación se tenga un campo austenítico monofásico en el que estén disueltos todos los elementos de aleación.

Se analizó el efecto de distintos elementos alfégenos y gammágenos en la estabilidad del campo austenítico. Como resultado de este análisis, se definen finalmente 3 aleaciones experimentales con modificaciones controladas tanto en el contenido de C como en ciertos elementos de aleación, cuyo rango de composición se muestra en la Tabla 1. En todo el estudio se compara tanto la microestructura como las propiedades mecánicas de estas 3 aleaciones, con las de la calidad de referencia elegida, que es la habitual del acero rápido (HSS), con una composición (%wt): C(1,5%-2,0%), Cr(3%-6%), $W_{eq}=W+2Mo$ (8%-14%) y V(3%-8%).

Tabla 1. Composición química de las calidades experimentales

	C	Ni	Cr	Mo	V
Exp. 1	0,45 - 0,95	0,6 – 3,0	3,0 – 6,0	3,0 – 8,0	0,5 – 2,0
Exp. 2					
Exp. 3					

La Figura 1 muestra el diagrama de fases en función del contenido de carbono para una de las aleaciones experimentales. En él se observa la presencia del campo austenítico monofásico, que como ya se comentó, es una condición imprescindible para la eliminación de los carburos primarios. La austenita se transforma a temperaturas más bajas en $\gamma+M_6C$ (punto 2), que son carburos ricos en Mo. A temperaturas inferiores se produce otra precipitación de carburos MC ricos en V (punto 3) y finalmente tiene lugar la formación de carburos $M_{23}C_6$ ricos en Cr y Mo (punto 4).

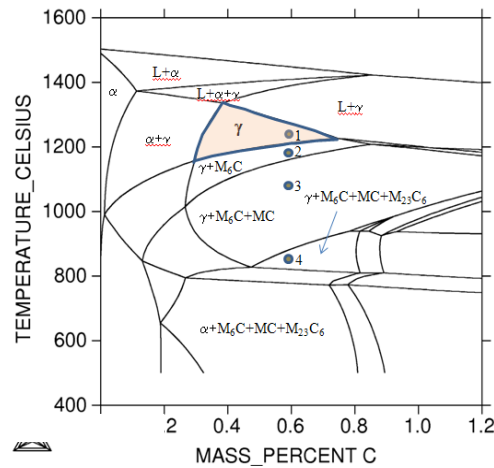


Figura 1. Diagrama de fases.

La Figura 2 muestra la ruta de solidificación y enfriamiento, de la que se predice un contenido total de carburos secundarios del 14% aproximadamente.

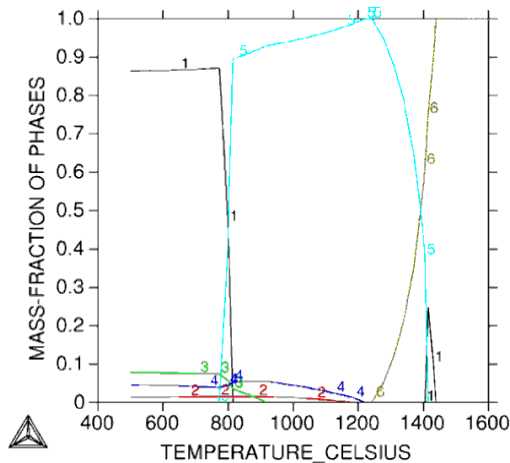


Figura 2. Ruta de solidificación y enfriamiento.

3.1 Desarrollo en Planta Piloto

Para la elaboración de los prototipos en las calidades experimentales y en acero rápido se utilizó un horno eléctrico de fusión por inducción marca INDUCTOTHERM con una frecuencia 9600 Hz y 75 kW de potencia. Una vez fundido el caldo en el horno, se sangra en la cuchara de colada y se vierte el contenido en el molde situado dentro de la máquina centrifugadora a través del embudo de colada. En la Figura 3 se puede ver una foto de dicha instalación.

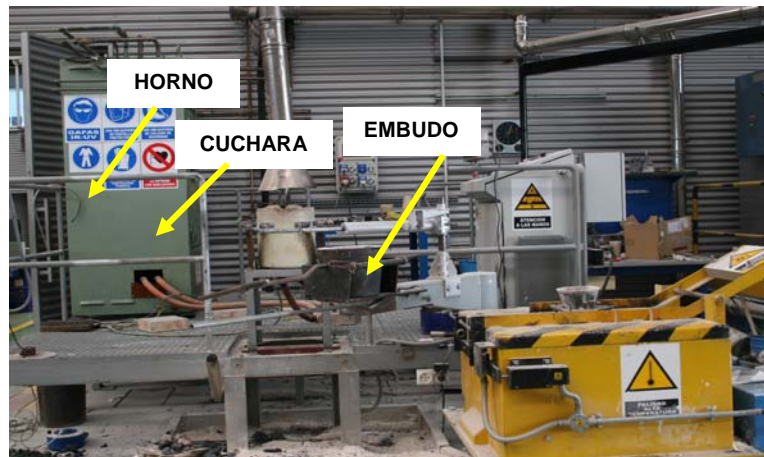


Figura 3. Planta piloto de fusión y colada

Una vez desmoldeado el prototipo (Figura 4), se extraen varias rodajas para la mecanización por electroerosión de las probetas necesarias para los distintos análisis y ensayos planteados, como se puede ver en la Figura 5.



Figura 4. Prototipo.

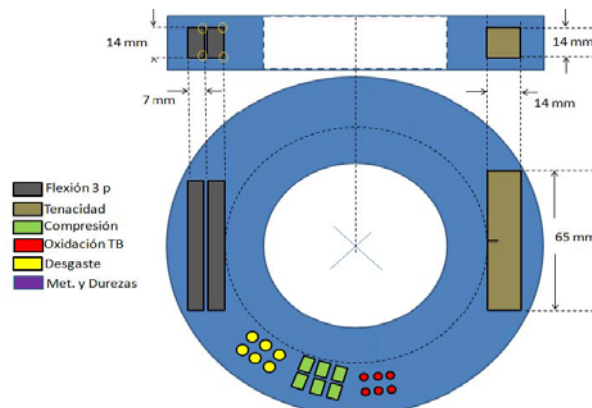


Figura 5. Localización de probetas para ensayos.

3.1.1 Microestructura tras tratamiento térmico de ablandamiento

Para poder mecanizar las probetas con mayor facilidad, se les dio un tratamiento térmico de ablandamiento a una temperatura suficientemente como para inducir la formación de microconstituyentes blandos que faciliten el mecanizado de las muestras, pero sin alterar la naturaleza, tamaño y distribución de los carburos de bruto de colada.

En la Figura 6 se muestra la microestructura general de la calidad de acero rápido (calidad HSS), utilizada de referencia. La microestructura contiene carburos

primarios de distinta naturaleza (MC y M_2C) con una morfología, distribución y tamaño característicos. La microestructura de las 3 aleaciones experimentales es muy similar entre sí y se puede ver en la Figura 6, donde se aprecia que el contenido en carburos primarios está entre un 2 y un 3%, mucho menor que el contenido de carburos primarios de la calidad HSS, que está entorno a un 12%. Además, en las aleaciones experimentales se aprecia una precipitación secundaria importante.

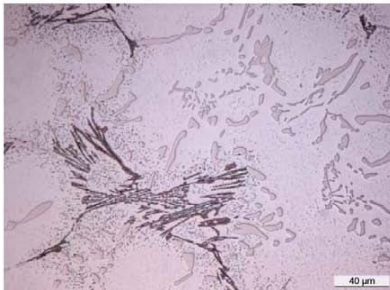


Figura 6. Calidad HSS.

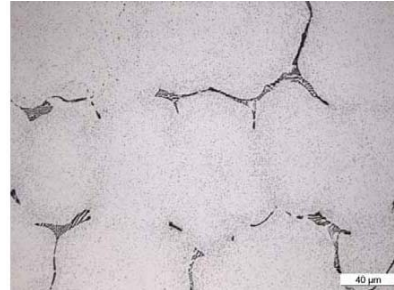


Figura 7. Calidad experimental.

Las aleaciones experimentales contienen carburos primarios de naturaleza compleja tal y como se muestra en la Figura 8. Se pueden apreciar 3 tipos de carburos. Los carburos primarios de mayor tamaño y color claro (tipo 1) son ricos en Mo, Cr y V; los carburos de color más oscuro (tipo 2) son ricos en los mismos elementos de aleación pero con mayores porcentajes de Cr y menores de Mo; finalmente, los carburos de morfología redondeada (tipo 3) y con mayor dureza son más ricos en Mo, pero sobre todo en V, que los anteriores.

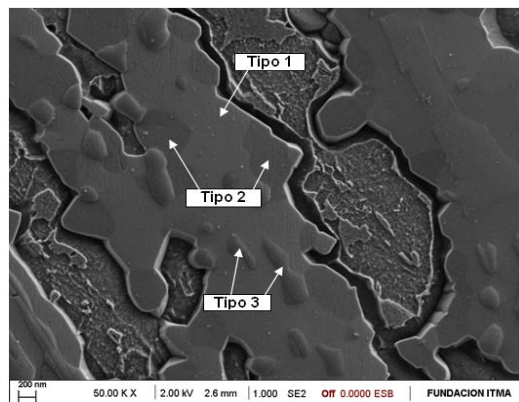


Figura 8. Carburos primarios de distinta naturaleza.

3.1.2 Microestructura en estado de tratamiento térmico de temple y doble revenido

Las muestras obtenidas de los prototipos fueron sometidas a tratamiento térmico de temple y doble revenido. En la Figura 9 se muestran las micrografías de la calidad HSS, formada por martensita revenida, bainita, carburos y por un pequeño porcentaje de austenita retenida.

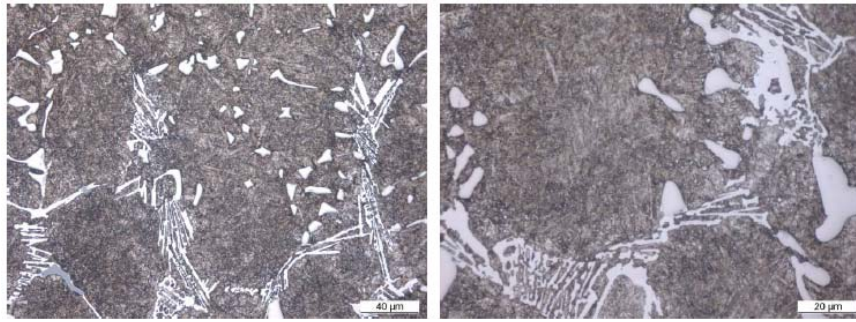


Figura 9. Calidad HSS. Microestructura tras temple y doble revenido.

La Figura 10 muestra la microestructura de las aleaciones experimentales en el estado final de tratamiento térmico.

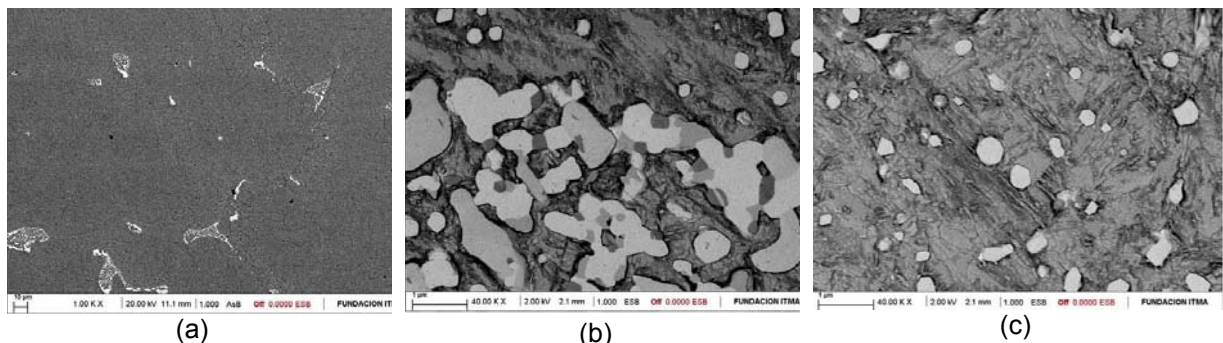


Figura 10. Calidades experimentales tras temple y doble revenido. (a) Micrografía general. (b) Detalle de los carburos primarios. (c) Detalle de los carburos secundarios.

Esta microestructura está formada por carburos primarios (los tres tipos a los que se ha hecho referencia) y una precipitación fina y homogénea de carburos secundarios de morfología hexagonal en una matriz formada mayoritariamente por bainita y martensita revenida. Se pudo comprobar, mediante el microanálisis realizado con el microscopio electrónico de barrido, que los carburos secundarios son del tipo $M_{23}C_6$, tienen morfologías hexagonales y diferentes proporciones de elementos de aleación. Los de color más claro contienen más Mo y son los más comunes; los de aspecto más oscuro son más ricos en Cr y V.

3.1.3 Caracterización de las propiedades mecánicas

3.1.3.1 Dureza a temperatura ambiente y a alta temperatura

En la Figura 11a se puede ver la evolución de la dureza HR_C del acero HSS y de las 3 aleaciones experimentales a temperatura ambiente en los estados de temple, temple + revenido y temple + doble revenido. Se puede comprobar que la dureza de las aleaciones experimentales es superior a la dureza del acero rápido. En la Figura 11b se muestra la evolución de la dureza de las cuatro calidades en función de la temperatura de ensayo (25, 400, 500 y 600° C).

Como es de esperar, las cuatro calidades pierden dureza a medida que aumenta la temperatura de ensayo. A pesar del menor grado de aleación de las aleaciones experimentales, su comportamiento es muy similar al del acero HSS de referencia hasta los 500° C. Sin embargo, a 600° C sí se aprecia un mayor ablandamiento de las calidades experimentales con respecto al del acero rápido como consecuencia, con toda probabilidad, de que esta calidad tiene un mayor contenido de carburos primarios del tipo MC ricos en vanadio, de alta dureza y estabilidad.

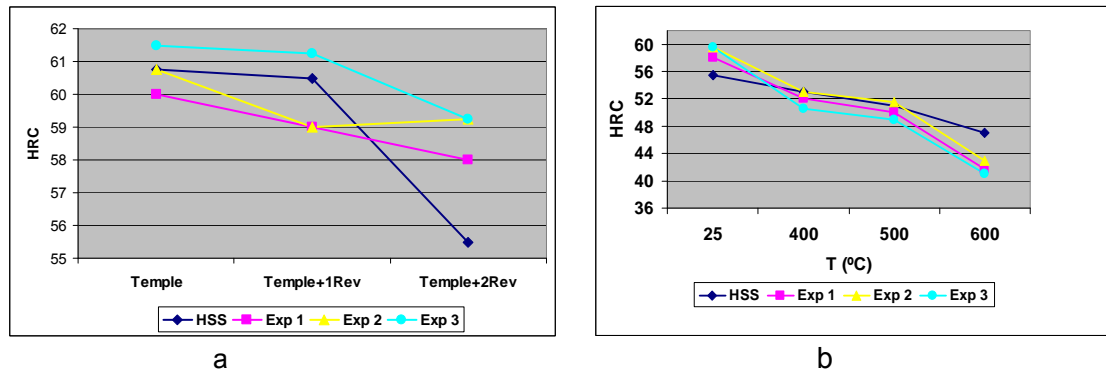


Figura 11. a) Dureza a temperatura ambiente; b) Dureza a alta temperatura.

3.1.3.2 Compresión a temperatura ambiente y a alta temperatura.

A temperatura ambiente, todas las calidades experimentales tienen un límite elástico a compresión superior al de la calidad HSS. En la Figura 12 se muestran los valores medios obtenidos en el ensayo a alta temperatura. Sólo a 600°C el acero rápido se comporta mejor que las calidades experimentales, si bien en todos los casos, la resistencia es elevada.

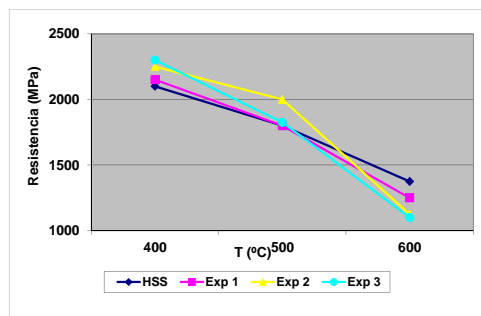


Figura 12. Resistencia a alta temperatura.

3.1.3.3 Tenacidad a la fractura

Se ha definido un parámetro que relaciona la dureza y la tenacidad a fractura (dureza x tenacidad a fractura), dos propiedades críticas para los cilindros de laminación. Se ha comprobado que este parámetro es hasta un 10% superior en algunas de las calidades experimentales, con respecto al acero rápido. Se ha analizado la superficie de fractura de las cuatro calidades y en todos los casos se ha observado cómo la propagación de las grietas se produce a través de las regiones interdendríticas en las que se localizan los carburos primarios. En la Figura 13 se muestra la sección perpendicular a la entalla de la probeta de tenacidad a la fractura y se señalan las grietas secundarias que se propagan preferentemente a través de los carburos intergranulares con morfología alargada.

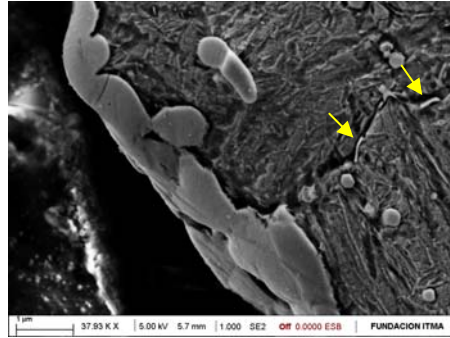


Figura 13. Detalle de la fractura.

3.1.3.4 Resistencia a flexión en 3 puntos

La resistencia a flexión en tres puntos es superior a los 1200 MPa para las 4 calidades analizadas (Figura 14), siendo la Exp1 la que mejor comportamiento tiene, al alcanzar una resistencia superior a los 1450 MPa. En el caso de la calidad HSS, su resistencia a flexión está comprendida entre la de las calidades experimentales 2 y 3 pero es un 10% inferior a la de la Exp1.

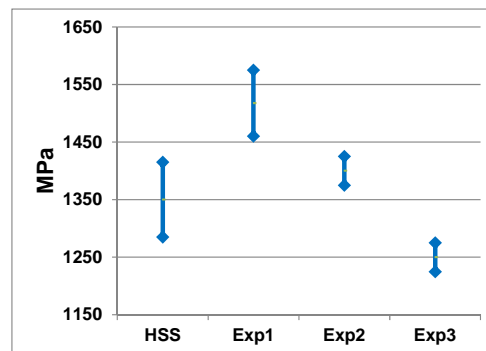


Figura 14. Tensión de rotura.

3.1.3.5 Ensayos de desgaste y oxidación

En la Figura 15 se puede observar que la mayor tasa de desgaste a 400°C es la que corresponde a la calidad HSS. Además, es la que presenta mayor dispersión de resultados. El comportamiento de las tres calidades experimentales es muy similar entre sí. Para temperaturas de ensayo superiores, 500 y 600°C, la configuración pin on disc de la que se dispone actualmente en el tribómetro utilizado para estos ensayos no permite la obtención de resultados representativos, ya que debido al ablandamiento del material utilizado como contra-probeta, todas las probetas ensayadas sufrieron una ganancia en peso debida a la oxidación, superior a la pérdida de peso debida al desgaste.

En los ensayos de oxidación todas las muestras ensayadas a 500°C, independientemente de la duración del ensayo y de la calidad, presentan una ganancia de masa muy reducida, inferior al 0,04%. Cuando se aumenta la temperatura de ensayo hasta los 600°C se puede apreciar que la calidad industrial de referencia es la que mayor ganancia de peso experimenta. El comportamiento de las calidades experimentales ensayadas durante 12 h a 600°C es similar al que tienen a 500°C; sólo cuando se aumenta el tiempo de ensayo hasta las 24 h se aprecia una mayor ganancia de peso. Resumiendo, se puede decir que las tres aleaciones experimentales presentan un mejor comportamiento a la oxidación que el acero HSS de referencia, presentando además un capa de óxido más fina y homogénea en su espesor (Figura 16).

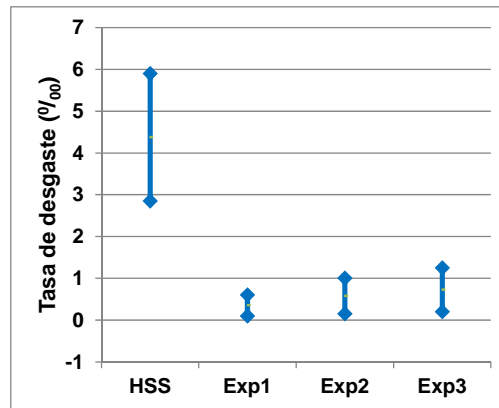


Figura 15. Tasa de desgaste (‰).

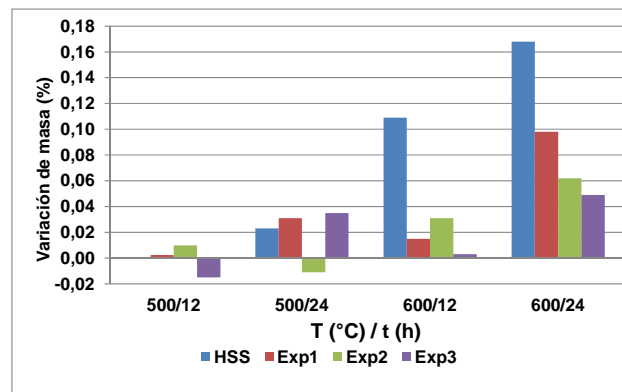


Figura 16. Variación de masa en función de la temperatura y tiempo de ensayo.

3.2 Desarrollo en Planta Industrial

Teniendo en cuenta los buenos resultados en cuanto a microestructura y propiedades mecánicas obtenidos en las coladas experimentales realizadas en la planta piloto de fusión y colada, se decide continuar con el desarrollo de la nueva aleación en planta industrial. El método de colada es el habitual de colada centrífuga vertical de cilindros bimetálicos, con la capa de trabajo de la nueva aleación y el núcleo de hierro nodular. La microestructura en bruto de colada obtenida en las muestras extraídas de los cilindros fundidos, es la esperada según los estudios desarrollados de las calidades experimentales. Como se puede ver en las Figuras 17 y 18 la cantidad de carburos primarios es mucho menor a la obtenida en la calidad de acero rápido.

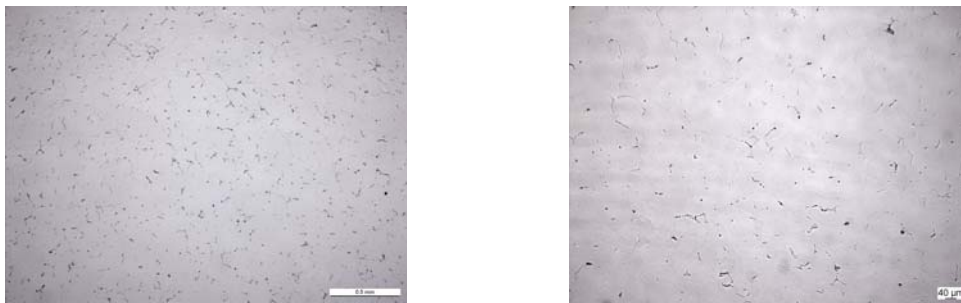


Figura 17. Microestructura en bruto de colada. Estado pulido. 50x y 100x.

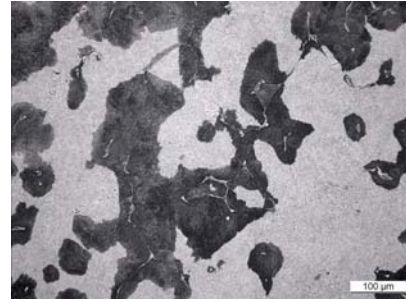
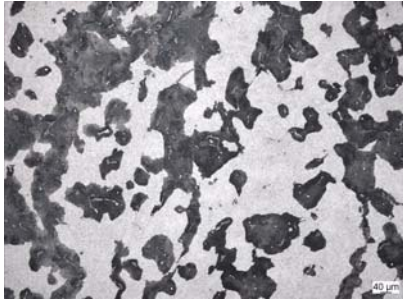


Figura 18. Microestrutura em bruto de colada. Atacadas com Nital. 100x y 200x.

En la Figura 19 se muestra la microestructura obtenida después de tratamiento térmico de temple y doble revenido. En la Figura 20 se puede ver la transición entre la capa y el núcleo en bruto de colada.

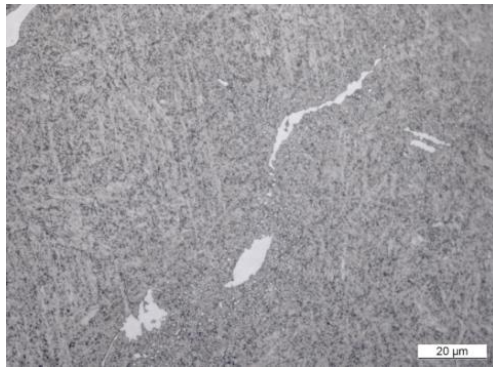


Figura 19. Microestructura de la capa tras tratamiento térmico

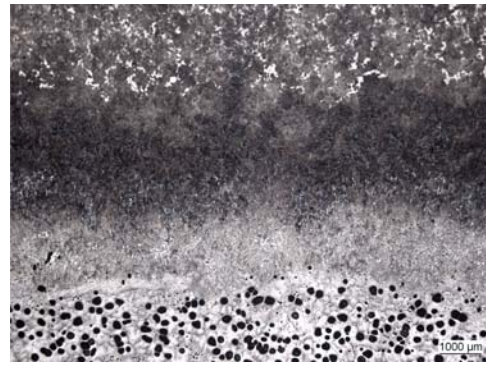


Figura 20. Microestructura de la transición capa/núcleo en bruto de colada

En las primeras coladas realizadas en planta, se produce una tasa de rechazos elevada debida a un defecto en el cilindro que no había ocurrido en las coladas de los prototipos experimentales y que consiste en unas grietas longitudinales en la sección central de la tabla del cilindro. Una de estas grietas se muestra en la Figura 21 tras realizar un corte transversal en la tabla del cilindro.



Figura 21. Grieta en tabla del cilindro.

Estas grietas que afloran a la superficie, se generan inicialmente en el interior de la capa a partir de los defectos conocidos como “reflectores”.⁽⁶⁾ Se trata de grietas en dirección radial que se forman en caliente dentro de la capa, y que se dan con relativa frecuencia en aleaciones del tipo semi-HSS; es decir, aceros rápidos con bajo contenido en carbono.

En el proceso de colada centrífuga vertical convencional, el caldo de la capa es vertido contra las paredes de la coquilla metálica, solidificando una pequeña parte de

este metal, de forma casi instantánea. A medida que se continúa con la colada de más cantidad de metal, éste baja hasta la parte inferior del molde por efecto de la gravedad antes de volver a subir para colocarse contra las paredes de la coquilla. Los reflectores son perpendiculares a la superficie de la tabla y se producen cuando durante el proceso de colada se acumula mucho caldo en la parte inferior del molde. Al subir, ejerce una presión sobre el caldo que ya está solidificado contra la coquilla y ha perdido el soporte de ésta debido a la contracción. Si la presión del caldo es superior al límite de resistencia del material, se pueden producir estas grietas. Así pues, en la fabricación industrial de cilindros con capas de la composición de la aleación experimental seleccionada, se vio la necesidad de aplicar el novedoso método de colada denominado AHD (Aided HydroDynamic). Se trata de un método de colada mediante el cual se impide que la mayor parte del caldo caiga a la parte inferior del molde con la introducción de ciertos elementos en el proceso de colada que modifican la hidrodinámica del caldo, logrando que éste se coloque más rápidamente contra las paredes del molde, evitando así la formación de los reflectores.

4 CONCLUSIONES

El proceso de fusión y moldeo utilizado a escala de planta piloto reproduce bien la microestructura del acero rápido industrial y de las calidades experimentales, por lo que se considera de gran utilidad para el desarrollo de nuevas aleaciones, como paso previo al desarrollo en planta industrial.

A pesar de que el ThermoCalc predecía una ruta de enfriamiento de las tres calidades experimentales a través de una región completamente austenítica, en los prototipos reales se ha constatado la presencia de carburos primarios de diferentes naturalezas, comprendidos entre el 2 y el 3%.

Tras tratamiento térmico de temple y doble revenido, la microestructura de esta nueva familia de aceros está formada principalmente por martensita, carburos primarios en un porcentaje inferior al 3% y una precipitación fina y uniforme de carburos secundarios.

La nueva familia es susceptible de sustituir a los aceros rápidos convencionales igualando e incluso superándolos en dureza, resistencia a la flexión, resistencia a compresión, resistencia al desgaste hasta los 500° C y resistencia a la oxidación.

En todas las aleaciones experimentales se ha obtenido una mejora en el parámetro dureza por tenacidad respecto la calidad industrial de acero rápido de referencia.

Se ha podido comprobar que para la fabricación de cilindros bimetálicos con capa de trabajo de las nuevas aleaciones y núcleo de hierro nodular, es imprescindible el empleo del método de colada AHD (AidedHydroDynamic) para evitar la formación de grietas internas dentro de la capa denominadas “reflectores”.

REFERENCIAS

- 1 Wear of hot rolling mill rolls: an overview. S. Spuzic, K:N: Strafford, C. Subramaninand y G. Savage. *Wear*, 176.
- 2 Oxidation wear modelling. Part III: the effects of speed and elevated temperature. T.F.J. Quin. *Wear*, 216, 1996.
- 3 Improvement of the Work Roll Performance of Hot Strip Mill at Iscor Vandebijlpark. J.P. Breyer, R.J. Skoczynski, G. Walmag. *Saruc Conference 2000*.
- 4 Structural Investigations of HSS Rolls for hot Strip Mill. J.L. Beckers, J.T. Tchuindjang, R. Ernst, J.P. Breyer. 41st Rolling Seminars Processes. Joinville, SC, Brasil, 2004.



- 5 Characterization of M_xC_y carbides present in High Speed Steel (HSS) Rolls manufactured by Centrifugal Casting method. J.M. Artímez, J. García, J.M. Llano, J. Belzunce. 17th Rolling Conference, 2008, Rosario, Argentina.
- 6 Defects presented by the new roll generations such as HSS, MHSS, semi-HSS in relation with the natural hydrodynamic of the vertical centrifugal casting. J. Llano, J.L. González, B. Pejenaute, J.C. Werquin. Rolls China, 2008. China Internacional Steel Mill Rolls Conference. Shanghai, China, 2008.