

Aceros de baja aleación y alto rendimiento^(*)

M. Campos*, L. Blanco**, J. Sicre-Artalejo* y J.M. Torralba*

Resumen

Las nuevas demandas en el sector del automóvil están haciendo que se intensifiquen los esfuerzos en aumentar las prestaciones y reducir los costes de los aceros sinterizados, para poder mantenerse en este mercado tan competitivo. Las propiedades finales de los componentes sinterizados y su coste dependen de dos factores principales, la densidad y el sistema de aleación. El creciente interés por el cromo y el manganeso como elementos de aleación se debe tanto al precio, más ventajoso que, por ejemplo, el molibdeno, como al nivel excelente de propiedades que se pueden conseguir tanto en estado sinterizado como después de los tratamientos térmicos. En este trabajo, se discuten además las posibles técnicas que conducen a una mejora de la densidad del componente, como la compactación de polvos precalentados, la compactación por propagación de ondas de impacto, o la sinterización a alta temperatura; además, es importante estudiar los efectos sinérgicos entre las técnicas propuestas que sean compatibles.

Palabras clave

Pulvimetalurgia. Aceros al cromo y molibdeno. Manganeso. Sistemas de alta densidad.

High performance low alloy steels: Up date

Abstract

A highly demanding automobile market requires an intensification of the efforts on increasing the performance and reducing costs of sintered steels, in order to stay in such a competitive market. Final properties of sintered parts and their cost depend on two main factors, density and the alloying system. The growing interest for Cr and Mn as alloying elements is due to both price, more suitable than Mo, and the excellent level of properties which are achieved in as-sintered parts as well as after the heat treatments. In this work, the possible techniques which lead to an enhancement of density are discussed, such as warm and high velocity compaction, or high temperature sintering; moreover it is important to study the synergy between the proposed techniques which may be compatible.

Keywords

Powder metallurgy. Chromium and molybdenum steels. Manganese. High density systems.

1. INTRODUCCIÓN

Las propiedades y prestaciones de los aceros sinterizados de baja aleación dependen, al igual que en cualquier otro material de ingeniería, de su composición y procesado. La principal aplicación de esta familia de materiales es la industria del automóvil, lo que supone conseguir altas series de producción con una relación prestaciones/precio suficientemente favorable. Por ello, en la investigación más reciente, uno de los principales objetivos ha sido poder ampliar el mercado potencial de los componentes sinterizados lo cual exige habilidad para conseguir piezas sinterizadas de elevadas prestaciones, altas tolerancias y coste equilibrado^[1-3].

Las mejoras en este campo, se pueden introducir en dos direcciones: diseñando sistemas de aleación cada vez más competitivos y eficaces o bien accediendo a rutas de procesado que permitan mejorar la densidad de los componentes. Es muy importante definir en qué etapa del procesado se quiere alcanzar un sistema de alta densidad, entendiéndolo de la forma más convencional: durante la compactación –con compactación de polvos precalentados, compactación de alta velocidad, ...– la sinterización –con sinterización a alta temperatura, presencia de fases líquidas, ...– o en los tratamientos secundarios. Sin duda, la sinterización es la etapa más determinante dentro de esta tecnología y, por ello, es decisivo dominar las interacciones del compacto en verde con la

(-) Trabajo recibido el día 19 de septiembre de 2006 y aceptado en su forma final el día 31 de mayo de 2007.

* Carlos III University, Department of Materials Science and Engineering, Avd de la Universidad 30, E-28911 Leganés, Spain.

** Carlos III University, Department of Materials Science and Engineering, Avd de la Universidad 30, E-28911 Leganés, Spain and Saint-gobain Glass Solar Control S.L. Avda. Antón Schlecker, s/n, Pol. Industrial La Cuesta 2, La almunia de Doña Godna, 50100 Zaragoza, Spain.

atmósfera seleccionada. Así, si se han alcanzado altas densidades en verde, la accesibilidad de la atmósfera de sinterización al interior del compacto se puede condicionar al modificar la cantidad de porosidad abierta a la superficie.

Si se combina una elevada densidad con altas resistencias gracias a los elementos de aleación, se obtienen las nuevas generaciones de materiales pulvimetalúrgicos de altas prestaciones, que reúnen un nivel de porosidad escasa y controlada y con un buen balance microestructural^[4].

1.1. Incorporación del cromo como elemento de aleación

La primera etapa del procesado sobre la que podemos actuar para obtener materiales de altas prestaciones es la selección de un sistema de aleación idóneo. En la historia de los aceros de baja aleación el cobre, el níquel y el molibdeno han sido los protagonistas indiscutibles. Ciertamente es que el cromo y el manganeso, gracias a su efecto sobre la templabilidad de los aceros^[5-8], son capaces de mejorar las propiedades de los materiales sinterizados con un coste menor, pero la dificultad de reducir los contenidos en oxígeno y su elevada afinidad por este elemento^[9-11] ha retrasado su éxito comercial y su empleo sólo ha empezado a ver buenos resultados en los últimos años, cuando la tecnología ha permitido su desarrollo industrial. Tal desventaja se puede minimizar, hasta cierto punto, introduciendo el cromo como prealeado y mejorando las condiciones de la sinterización, en especial las que conciernen al control de la atmósfera de sinterización. Además, la presencia de cromo les hace a estos aceros especialmente atractivos para tratamientos como la nitruración o carbonitruración^[12-14] en comparación con los aceros al molibdeno de similares características^[15]. Caso aparte lo constituye el manganeso, dada la baja presión de vapor que tiene, lo que proporciona una sublimación a relativamente baja temperatura.

En general, todos los polvos base -Fe comerciales atomizados en agua, tienen un recocido posterior en H₂, que elimina en su mayor parte, el óxido superficial de las partículas. Pero incluso tras este tratamiento, una capa de óxido superficial permanece. La elevada estabilidad de la capa de óxido que recubre las partículas de Fe-Cr prealeado retrasa, a temperaturas más altas, las principales reacciones de reducción que posibilitan el crecimiento de los cuellos^[16]. Este sistema de aleación, exige de atmósferas muy puras de N₂-H₂, con presiones parciales de oxígeno^[17-20] inferiores a 5·10⁻¹⁸ atm. Sin embargo, durante la sinterización, el agente reductor dominante depende

fuertemente de la temperatura. A 1.120 °C es el grafito añadido el que reduce principalmente los óxidos superficiales de las partículas, lo que conduce a una descarburación del compacto, a mayores temperaturas, el hidrógeno presente en la atmósfera y la relación de los gases CO/CO₂ (generados en la reducción de los óxidos metálicos) son los que permiten progresar a las subsiguientes reacciones de reducción^[21-24].

La implementación de polvos de acero de baja aleación al cromo comienza en la década de los 80. En aquel momento, ante la falta de tecnología adecuada para lograr mejores densidades en verde, la mejora en las propiedades se basaba en encontrar sistemas de aleación eficientes que pudieran expandir las aplicaciones^[25-29]. El principal reto, en ese momento, lo constituía obtener calidades de polvo con niveles de oxígeno, lo suficientemente bajos como para que no se perdiera compresibilidad, y mantuvieran un comportamiento óptimo durante la sinterización.

Así, se desarrollaron procesos de atomización en aceite cuya producción resultaba excesivamente costosa, lo que limitó en gran medida su explotación^[30 y 31]. Sumitomo Metals (Japón), mediante esta atomización, pudo comercializar exitosamente en 1.980, polvos de Fe -1Cr, 0,8 Mn, 0,25 Mo, con una buena resistencia al desgaste. Sin embargo, la demanda de propiedades mucho mayores les llevó a desarrollar polvos de prestaciones más avanzadas con mayores contenidos en cromo (2-3 %) y niveles aceptablemente bajos de oxígeno, gracias a la atomización en aceite (oxígeno por debajo de 100-200 ppm) manteniendo un polvo de buenos niveles de compresibilidad^[21]. Desafortunadamente, su producción resultaba excesivamente costosa, lo que limitó su explotación. Paralelamente, Kawasaki (Japón) comercializa sus calidades de Fe-Cr con pequeñas adiciones de manganeso o vanadio, ambos atomizados en agua, lo que resulta en niveles de oxígeno inaceptables que sólo podían sinterizarse exitosamente en hornos de vacío y trabajando con un exceso de carbono^[32].

En 1998, Höganäs AB (Suecia) lanza la calidad de polvo AstaloyCrM, primer polvo de hierro atomizado en agua y prealeado con 3Cr-0,5 Mo al que le seguirá en 2.002 el AstaloyCrM (prealeado con 1,5Cr-0,2 Mo), con unos niveles adecuados de oxígeno en el polvo de partida (~0,25 %). En este momento, son numerosos los estudios que contribuyen a descubrir las posibilidades de este sistema.

1.2. Incorporación del manganeso como elemento de aleación

La elevada afinidad del manganeso por el oxígeno y la elevada estabilidad de sus óxidos ha sido siempre un

problema a la hora de introducir este elemento en el proceso pulvimetalúrgico. Sin embargo, del comportamiento distintivo y peculiar del manganeso durante la sinterización, su sublimación, se pueden obtener ventajas que faciliten el proceso de sinterización sin exigir atmósferas con punto de rocío extremadamente bajo. La sublimación de este elemento durante la sinterización, el transporte de masa en estado gaseoso, el proceso de difusión sobre las partículas de hierro se ha estudiado desde 1980 [33 y 34]. El fenómeno de sublimación ocurre a relativamente bajas temperaturas, 700-800 °C [35], y proporciona ciertos efectos ventajosos: en este estado, el manganeso rellena los poros desplazando la atmósfera que existiera y su elevada afinidad por el oxígeno le convierte en otro agente reductor que contribuye, junto con el grafito añadido, a la reducción de la fina capa de óxido superficial presente en las partículas de hierro. Efecto conocido como de "autolimpieza" del manganeso. El exceso de manganeso condensará en la superficie de las partículas en los primeros estadios de la formación de cuellos de sinterización y, gracias al gradiente de concentración, difundirá hacia el interior de las partículas. Todo ello, consigue "adelantar" la formación de cuellos a temperaturas más bajas, mejorando la extensión de los contactos. Además, desde la superficie de la muestra se producirá una interacción con la atmósfera de sinterización. El manganeso que escape por los canales que forman la porosidad abierta, contribuirá a reducir el punto de rocío de la atmósfera facilitando la sinterización de este acero. Investigaciones precedentes han demostrado la efectividad de este elemento de aleación [7 y 36-38]. Sin embargo hay que considerar un factor muy importante, al ser la sublimación un fenómeno superficial, en caso de mezcla, el manganeso debe ser incorporado con un tamaño de partícula muy fino (recomendable <10 µm), lo cual puede plantear problemas de segregación durante el proceso de mezcla; por ello, los estudios más recientes en este sentido, intentan avanzar en los métodos más útiles de incorporación del manganeso [39].

1.3. Sistemas de alta densidad

El nivel de densidades de los aceros sinterizados progresó en la misma medida que se había logrado reducir la cantidad de oxígeno inicial en el polvo, formular nuevos lubricantes y desarrollar prensas capaces de alcanzar mayores presiones de compactación, lo que permitió alcanzar mejores densidades recurriendo al doble prensado-doble sinterizado. De forma simultánea, el interés se centra en elevar la temperatura de sinterización, los resultados mostrados

en la literatura [2 y 40], aseguran que la sinterización a altas temperaturas permite obtener un nivel de propiedades comparable a los procesos de producción más caros. Este régimen de temperaturas, permite alcanzar un estadio más avanzado de sinterización en el que los poros se hacen más redondos y se consigue una mejor homogenización de los elementos de aleación [41-43]. Pero el desarrollo de procesos efectivos de densificación con el empleo de $T \sim 1.250$ °C es paralelo al desarrollo de hornos para la producción de gran escala [44]; según Sanderow, en 1991, el 50 % de los nuevos hornos adquiridos en la industria ya eran de alta de temperatura. Algunas de las razones esgrimidas a favor de esta sinterización van desde la mejora entre un 20 y un 30 % en las propiedades mecánicas y respuesta a fatiga al aumento de la resistencia a la corrosión [45-48]. Además, se apunta la mejora en la sinterización de aceros con elementos de aleación ávidos por el oxígeno.

En 1994, se publica el primer trabajo que incorpora la compactación de polvos precalentados en la ruta de procesado [49]. Las ventajas que se producen al compactar a temperaturas ~ 135 °C se recogen en numerosas publicaciones. El aumento de la compresibilidad, la reducción de la porosidad total y la abierta, la modificación de la morfología de los poros, además de la homogeneización de la densidad en toda la pieza, abren un nuevo rango de propiedades accesibles a los aceros de baja aleación, muy interesante para la producción, por ejemplo, de engranajes y bielas [50-55]. Además del evidente aumento en las propiedades mecánicas estáticas [56 y 57], se mejora su comportamiento frente al desgaste [58] y se amplía la resistencia a fatiga de los componentes [59].

El siguiente paso tecnológico que ha posibilitado ampliar las prestaciones finales de los componentes sinterizados ha sido la compactación de alta velocidad o por ondas de impacto [60-62]. La idea de compactación por impacto, surge a partir de la técnica de compactación por explosivos, todavía en auge en los años 80, basada en la generación de una deformación permanente y subsiguiente soldadura en frío de las partículas de polvo metálico, aprovechando la onda expansiva y proporcionando a un compacto en verde de alta densidad y resistencia [63 y 64]. La compactación de alta velocidad permite alcanzar altas densidades en verde aprovechando la energía de ondas de impacto generadas por un martillo operado por un sistema hidráulico, la masa y la velocidad del martillo en el momento del impacto, determinan el grado de densificación. Actualmente, este método de compactación despierta un gran interés científico por sus ventajas: rapidez de procesado (se ha demostrado una productividad 8-10 piezas/min [57]), bajo coste, porosidad homogénea y relación aditiva que

existe entre densidad y energía de compactación. Esta relación permite ajustar, perfectamente, la densidad deseada en la pieza, al ser posible incrementar, ésta, impacto a impacto. Además, es una técnica que permite procesar un amplio rango de materiales como se describe en algunos trabajos^[65 y 66].

Hasta ahora, esta compactación, estaba limitada a piezas de un único nivel y geometría simple. Sin embargo, Hinzmann *et al.*, recogen en sus trabajos^[67 y 68] varios intentos de desarrollo de piezas con varios niveles. Todas estas tentativas parten de una “pre-forma” compactada uniaxialmente en prensa convencional, para después densificar hasta el nivel deseado mediante la propagación de las ondas de impacto.

Se ha demostrado que, combinando la compactación de alta velocidad (con lubricación en matriz) con la compactación de polvos precalentados, se puede alcanzar una densidad en verde de $7,7 \text{ g/cm}^3$, lo que está en el rango de densidades alcanzables con doble prensado-doble sinterización o con el sinterforjado pero, ésta, resulta una alternativa mucho más económica que las dos últimas^[69].

Una particularidad a tener en cuenta, común para toda tecnología que fabrique componentes de muy alta densidad, es el cierre de los canales para el transporte del gas-atmósfera de sinterización. Se pueden limitar las posibles reacciones de reducción del oxígeno de la superficie y del interior de las partículas, que favorecerán los procesos de transporte de masa, o la evacuación de productos de reacción que tengan lugar en el interior del compacto. Entre otras consecuencias, los valores del alargamiento pueden disminuir en piezas de alta densidad si la reducción ha sido incompleta^[70].

2. MATERIALES Y MÉTODO EXPERIMENTAL

La versatilidad de los sistemas de alta densidad y la respuesta de los sistemas de aleación con cromo se pretende poner de manifiesto considerando tres familias de aceros sinterizados, tal y cómo se refleja en la tabla I, y varias opciones de densificación.

A lo largo de la exposición y discusión de los resultados, se entenderá que el ciclo básico de procesado es compactación uniaxial de doble efecto (NC, *Normal Compaction*) y sinterización a $1.120 \text{ }^\circ\text{C}$ (LTS, *Low Temperature Sintering*). Las mejoras en la densidad del componente se introducirán en la etapa de compactación, como compactación de polvos precalentados (WC, *Warm Compaction*) o como compactación de alta velocidad (HVC, *High Velocity Compaction*) y en la etapa de sinterización aumentando la temperatura a $1.250 \text{ }^\circ\text{C}$, (HTS, *High Temperature Sintering*). Las sinterizaciones siempre se realizarán en atmósfera de $90 \text{ N}_2\text{-}10 \text{ H}_2$ siguiendo una velocidad de enfriamiento $\sim 0.8 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

La compactación de polvos precalentados se ha realizado manteniendo tanto los útiles de compactación como los polvos a $150 \text{ }^\circ\text{C}$, consiguiendo compactos en verde de densidades entre $7,1\text{-}7,35 \text{ g/cm}^3$, dependiendo del sistema de aleación. En el caso de la compactación de alta velocidad, esta se ha llevado a cabo en una prensa hidráulica adaptada, realizada por Hydropulsor, disponible comercialmente, capaz de desarrollar energías de impacto entre 3 y 60 kJ. Los compactos en verde se han obtenido a dos niveles de densidad, $7,4$ y $7,6 \text{ g/cm}^3$.

Durante la exposición y discusión de resultados, se tomará siempre cómo referencia el Astaloy Mo, analizando el efecto que supone introducir níquel en el

Tabla I. Materiales utilizados y ciclos de procesado. En todos los casos se considera el %C añadido. Velocidad de enfriamiento= $0,5 - 1 \text{ }^\circ\text{C/s}$

Tabla I. Used materials and processing route. In every case added %C is considered. Cooling rate= $0,5 - 1 \text{ }^\circ\text{C/s}$

Material	Elementos de aleación	Ruta de procesado	
Astaloy CrL+0,6C	Polvo prealeado Fe-1,5Cr-0,2Mo atomizado en agua	NC	$1.120 \text{ }^\circ\text{C}$ $1.250 \text{ }^\circ\text{C}$
Astaloy CrM+0,5C	Polvo prealeado Fe-3Cr-0,5Mo atomizado en agua	NC NC-WC	$1.120 \text{ }^\circ\text{C}$ $1.250 \text{ }^\circ\text{C}$
Astaloy Mo+ 0,6C	Polvo prealeado Fe-1,5Mo atomizado en agua	NC -HVC	$1.120 \text{ }^\circ\text{C}$ $1.250 \text{ }^\circ\text{C}$
Distaloy DC-1+0,6C	Polvo prealeado Fe-1,5Mo atomizado en agua, aleado por difusión con un 2 % Ni.	NC -HVC	$1.120 \text{ }^\circ\text{C}$ $1.250 \text{ }^\circ\text{C}$

sistema de aleación (comparar con el material Distaloy DC-1) o introducir elementos más novedosos en el sistema de aleación, como el cromo, en dos niveles (materiales Astaloy CrM y Astaloy CrL)

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Sin duda alguna, uno de los hitos más interesantes dentro de la industria PM lo constituye alcanzar sistemas de alta densidad en verde mediante una técnica de compactación suficientemente fiable, productiva y económica como la compactación de alta velocidad. Los beneficios que sobre un sistema de aleación puede suponer un aumento en la densidad del compacto se recogen en la figura 1, donde se aprecia el aumento en la resistencia a tracción cuando se parte de compactos en verde de mayor densidad. Pero la respuesta no tiene por qué ser equivalente en todos los aceros sinterizados. La homogeneidad de la microestructura puede gobernar y condicionar el comportamiento mecánico. Según los resultados, es el sistema de aleación más sencillo de Fe-1,5 Mo-0,6C

(Ast Mo+0,6 C), el más sensible a la densificación en verde. No se produce la misma mejora cuando se utiliza el sistema Fe-2 Ni-1,5 Mo-0,6 C; en este caso, las áreas ricas en níquel, típicas en este tipo de aceros, proporcionan zonas de martensitas blandas y austenita retenida que son más determinantes en el comportamiento del material que la disminución de la porosidad. Hay que identificar el factor dominante en la respuesta mecánica, para comprender la eficacia de la densificación en verde.

Resultaría, entonces, más sencillo estudiar primeramente el efecto de los métodos de densificación, si se consideran microestructuras homogéneas como lo son en el Astaloy Mo y Astaloy CrM. Para ello, la figura 2 plantea los posibles métodos de reducción del sistema de poros accesibles para un mismo material, compactación de polvos precalentados, compactación de alta velocidad y sinterización a alta temperatura, así como su sinergia, especialmente relevante en el caso de conjugar compactación de alta densidad y alta temperatura de sinterización.

La mejora en la densificación es mucho más efectiva en el caso de la compactación de alta velocidad que la sinterización a alta temperatura, lo cual resulta

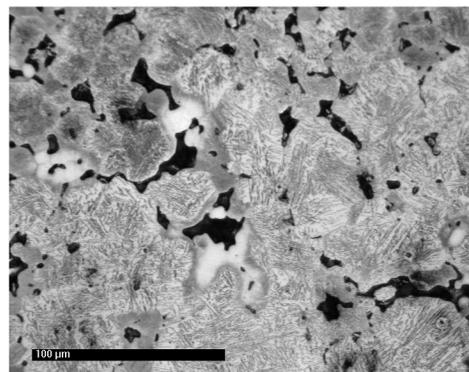
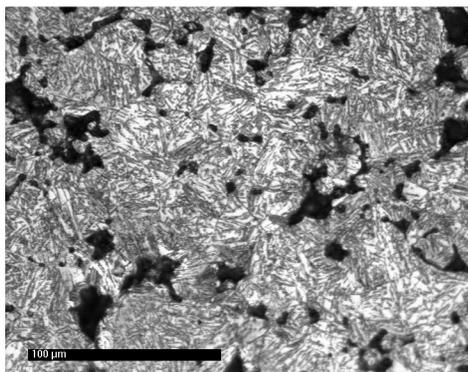
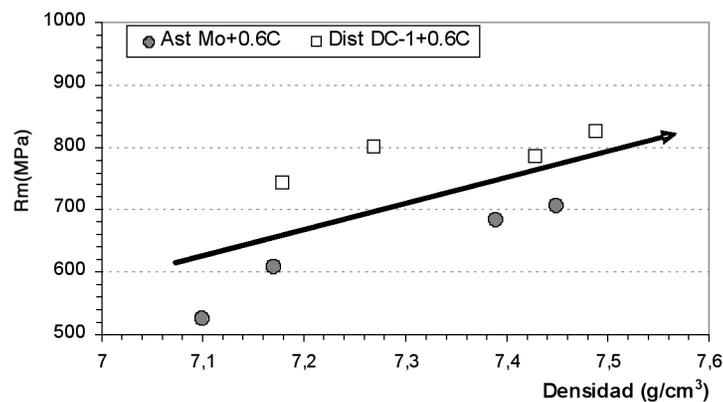


Figura 1. Efecto del aumento de la densidad en verde en la resistencia a tracción. Abjo dcha. Astaloy Mo+0,6 C $\sim 7,2$ g/cm³, abjo izq. Distaloy AE+0,6 C $\sim 7,2$ g/cm³.

Figure 1. Effect on ultimate tensile strength of green density level. Bottom right: Astaloy Mo+0.6 C ~ 7.2 g/cm³, left. Distaloy AE+0.6 C ~ 7.2 g/cm³.

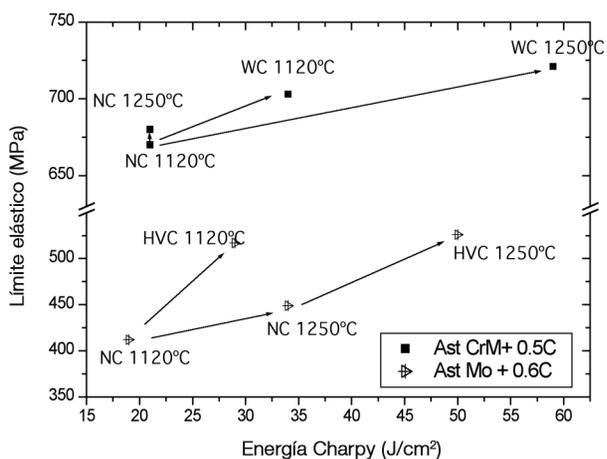


Figura 2. Mapa de las propiedades del Astalloy Mo según la ruta de procesado.

Figure 2. Properties map of Astalloy Mo and Astalloy CrM, depending processing route.

en una respuesta mecánica más equilibrada. La sinterización a alta temperatura afecta, fundamentalmente, a la forma de los poros, proporcionando un sistema de poros más redondo que minimiza su efecto como concentradores de tensiones y consigue, con ello, mejorar la respuesta frente al impacto o cargas dinámicas. Si las propiedades de los aceros sinterizados están ligadas al sistema de poros, la respuesta más sobresaliente se conseguirá cuando se minimicen y sean lo más esféricos posibles. Al combinar ambas técnicas se logran, por tanto, los mejores niveles de respuesta frente a cargas externas, como también demuestran varios estudios^[68 y 70].

Las ventajas que ofrece la incorporación de elementos de aleación más complejos de procesar, como el cromo, se constatan en la figura 3, donde se muestra cómo con menores densidades se consiguen niveles de resistencia a tracción que no se superan con aumentos de densidad en otros sistemas de aleación. De nuevo, es el sistema de aleación quién rige la respuesta del componente. En este caso, el efecto de los elementos de aleación, compensa claramente el aumento de la densidad en verde, pero la incógnita aparece cuando se plantea cómo alcanzar el recuadro que se queda vacío en esta figura. Los principales candidatos que deberían ocupar este espacio son materiales diseñados en base a sistemas de aleación con cromo. Sin embargo, al tener que introducir este elemento como prealeado para conseguir sus máximas ventajas, condiciona su compresibilidad. Siendo más reducida, imposibilita la obtención de densidades en verde más elevadas, sin correr el riesgo de formar microgrietas en los compactos.

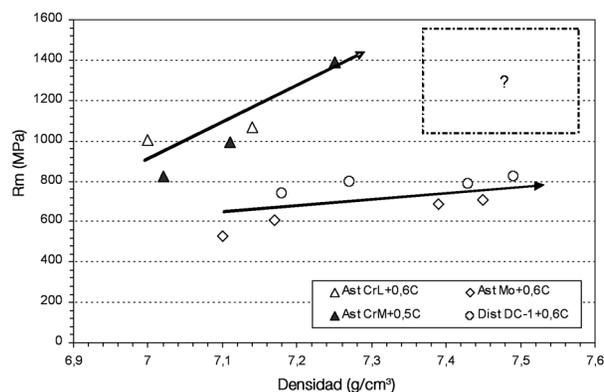


Figura 3. Efecto de los elementos de aleación en sistemas con alta densidad en verde.

Figure 3. Alloying element effect on green density systems.

Es interesante comprobar cómo la relación lineal entre la resistencia a tracción y la dureza es análoga a los aceros de colada y, además, resulta independiente del grado de densificación que se haya obtenido (Fig. 4).

Por ello, con el objeto de alcanzar propiedades mecánicas similares a los aceros de colada, se debe considerar la combinación de alta densidad y nuevos sistemas de aleación que conduzcan a ampliar el mapa de prestaciones de los aceros sinterizados.

4. CONCLUSIONES

A juzgar por los resultados publicados en trabajos recientes, las tendencias dentro de la industria PM de piezas para la automoción persiguen alcanzar altas pres-

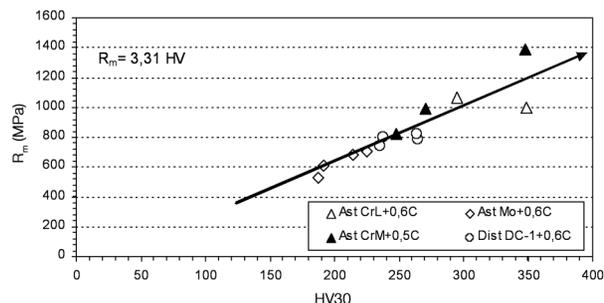


Figura 4. Relación entre resistencia a tracción y dureza Vickers de los sistemas de aleación estudiados.

Figure 4. Relationship between UTS vs HV of studied alloying systems.

taciones con elevada precisión y tolerancia. La elevada competitividad dentro de este sector ha potenciado la incorporación del cromo y manganeso como elementos de aleación, a pesar de su afinidad por el oxígeno, posicionando al alza a estos sistemas de aleación cuando se persiguen elevadas prestaciones.

Pero, abrir nuevas posibilidades y aplicaciones exige del desarrollo conjunto de sistemas de aleación y métodos compatibles que ofrezcan elevadas densidades en verde. Para ser efectivos en la consecución de los objetivos, conviene identificar el factor dominante en la respuesta mecánica y comprender dónde es más favorable actuar: sobre el sistema de aleación, el compacto en verde o durante la etapa de sinterización.

Agradecimientos

Este trabajo ha sido desarrollado dentro del marco del proyecto Internacional Höganäs Chair, financiado por Höganäs AB, Suecia. Por ello, los autores quieren agradecer a sus participantes el apoyo científico y su inestimable ayuda durante el desarrollo de este trabajo.

REFERENCIAS

- [1] D. WHITTAKER, *Metal Powder Report*. 54 (1999) 14-21.
- [2] P.K. JOHNSON, *Int. J. Powder Metall.* 26 (1990) 57-61.
- [3] P. LINDSKOG, *Powder Metall.* 47 (2004) 6-9.
- [4] H. DANNINGER, *Mater. Sci. Forum* 426 (2003) 115-122
- [5] ASM Handbook, Vol. 7, Ed. ASM International, Material Park, OH, EE.UU., 1998, pp. 2.012-2.015.
- [6] S. BERG, *Proc. PM2Tech 2001, Part V*, Ed. Princeton: Metal Powder Industries Federation, Nueva Orleans, EE.UU., 2001, pp. 130-137.
- [7] H. DANNINGER, R. POTTSCHACHER, S. BRADAC, A. SALAK Y J. SEYRKAMMER, *Powder Metall.* 48 (2005) 23-32.
- [8] H. DANNINGER, S. KREMEL, A. MOLINARI, T. MARCU PUSCAS, J.M. TORRALBA, M. CAMPOS E Y. YU, *Proc. EuroPM2001, Powder Metallurgy Congress and Exhibition, Vol. 1*, Ed. The European Powder Metallurgy Association, Niza, Francia, 2001, pp. 28-33.
- [9] L. ARNBERG, Y A. KARLSSON, *Int. J. Powder Metall.* 24 (1988) 107-112.
- [10] B. HU, A. KLENKOVKIN, S. BERG Y R. YOUNG, *Proc. PM2Tech 2003 Part V*, Ed. Princeton: Metal Powder Industries Federation, Nueva Orleans, EE.UU., 2003, pp. 108-119.
- [11] S, KREMEL, C. RAAB Y H. DANNINGER, *Proc. EuroPM2001, Powder Metallurgy Congress and Exhibition, Vol. 1*, Ed. The European Powder Metallurgy Association, Niza, Francia, 2001, pp. 52-57.
- [12] A. MOLINARI, B. TESI, T. BACCI Y T. MARCU, *Surf. Coating Tech.* 140 (2001) 251-255.
- [13] O. BERGMAN, *Proc. EuroPM01, Powder Metallurgy Congress and Exhibition, Vol. 1*, Niza, Francia, Ed: The European Powder Metallurgy Association, 2001, pp. 64-69.
- [14] N. CANDELA, R. PLAZA, D. RUIZ-AMADOR, F. VELASCO Y J.M. TORRALBA, *Rev. Metal. Madrid* 37 (2001) 115-118.
- [15] H. KARLSSON Y L. NYBORG, *Powder Metall.* 48 (2005) 51-58.
- [16] C. LINDBERG, *Proc. PM2TEC'99, Vol. 2, Part 7*, Vancouver, Canada, Ed. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 1999, pp. 155-163.
- [17] Y. YU, *Proc. 2000 PM World Congress & Exhibition, Part. 2*, Kyoto, Japón, K. Kosuge and H. Nagai (Eds), The Japan Society of Powder and Powder Metallurgy (2000) pp. 911-915.
- [18] F.A. CORPAS, J.M. RUIZ-ROMAN, S. CODINA Y F.J. IGLESIAS, *Rev. Metal. Madrid* 41 (2005) 83-89.
- [19] E. GORDO, N. KHATTAB Y J.M. TORRALBA. *Rev. Metal. Madrid* Vol. Extr (2005) 95-100.
- [20] H. DANNINGER AND C. GIERL, *Mater. Chem. Phys.* 67 (2001) 49-55.
- [21] P. ORTIZ Y F. CASTRO, *Mater. Sci. Forum* 426 (2003) 4.337-4.342.
- [22] P. ORTIZ Y F. CASTRO, *Powder Metall.* 47 (2004) 291-298.
- [23] M. CAMPOS, L. BLANCO Y J.M. TORRALBA, *J. Therm. Anal. Calorim.* 84 (2006) 483-487.
- [24] H. SANDEROW Y H. RODRIGUES, *Metal Powder Report*. 41 (1986) 426-427 .
- [25] ANÓNIMO, *Metal Powder Report*. 41 (1986) 468.
- [26] M. ICHIDATE, *Horizons of Powder Metall.* (1986) 57-60.
- [27] KARASUNO, *Horizons of Powder Metall.* (1986) 53-56.
- [28] *Sumitomo Metals Ltd. Metal Powder Report*. 40 (1985) 235-237.
- [29] ANÓNIMO, *Metal Powder Report*. 59 (2004) 26-27.
- [30] A.G. Dowson, *Metal Powder Report*. 54 (1999) 15-17.
- [31] ANÓNIMO, *Metal Powder Report*. 41 (1986) 413.
- [32] A. SALAK, *Powder Metall. Int.* 12 (1980) pp. 28-31.
- [33] A. SALAK, *Powder Metall. Int.* 12 (1980) 72-75.

- [34] A. SALAK, *Parktische Metallographie*. 22 (1985) 26-33.
- [35] A. SALAK, L. PARILAK, M. SELECKA Y R. KERESTI, *Proc. PM2000, World Congress & Exhibition, Part. 2*, Kyoto, Japón, K. Kosuge and H. Nagai (Eds), The Japan Society of Powder and Powder Metallurgy, 2000, pp. 9-16.
- [36] M. CAMPOS Y D. SANCHEZ, *J.Mater.Process. Tech.* 143-144 C (2003) 464-469.
- [37] M. CAMPOS, S. KREMEL, T. MARCU PUSCAS, Y. YU, D. SANCHEZ Y J.M. TORRALBA, *Mater. Sci. Forum.* 416-418 (2003) 82-88.
- [38] J. SICRE-ARTALEJO, M. CAMPOS, T. MARCU Y J.M. TORRALBA, *Mater. Sci Forum.* 534-536 (2007) 697-700.
- [39] ANÓNIMO, *Metal Powder Report*. 47 (1992) 28-30.
- [40] J. TENGZELIUS Y C.A. BLANDE, *Powder Metall Int.* 16 (1984) 133-137.
- [41] L. CHAMAN, *Reviews in Particulate Materials*. 1 (1993) 75-105.
- [42] PIOTROWSKI Y G. BIALLAS, *Powder Metall.* 41 (1998) 109-114.
- [43] D.H. HERRING, *Metal Powder Report*. 50 (1995) 26-31.
- [44] K. SHIMADA, *Metal Powder Report*. 47 (1992) 24-26.
- [45] K.H. LINDNER AND C.M. SONSINO, *Metal Powder Report*. 49 (1994) 30-36.
- [46] V. MACEC, *Proc. RoPM'96, Romania Int. Conf. Powder Metallurgy*, Cluj-Napoca Rumania, Ed. Romanian Powder Metallurgy Society, 1996, pp. 395-398.
- [47] ARNHOLD, K. DOLLMEIER, V. KRUSHANOV Y R. LINDENAU, *Proc. PM 2004, World Congress and Exhibition, Vol. 1*, Viena, Austria, R. Ratzl, H. Danninger (Eds.) European Powder Metallurgy Association, 2004, pp. 558-563.
- [48] U. ENGSTROM, *Proc. Powder Metallurgy World Congress and Exhibition*, Paris, Francia, Ed. The European Powder Metallurgy Association, 1994, pp. 57-64.
- [49] J.M. CAPUS, *Metal Powder Report*. 50-7/8 (1995) 30-31.
- [50] ANÓNIMO, *Metal Powder Report*. 50 (1995) 7.
- [51] U. ENGSTRÖM Y B. JOHANSSON, *Proc. PM2000, World Congress and Exhibition, Part 1*, Kyoto, Japón, K. Kosuge and H. Nagai (Eds). The Japan Society of Powder and Powder Metallurgy, 2000, pp. 536-539.
- [52] J.M. CAPUS, *Metal Powder Report*. 51 (1996) 17-21.
- [53] P. SKOGLUND, S. BENGTSSON, *Powder Metall.* 55 (2001) 358-360.
- [54] C.M. SONSINO Y R. RATZI, *Powder Metall.* 47 (2005) 352-357.
- [55] T. MARCU, A. MOLINARI, G. STRAFFELINI Y S. BERG, *Powder Metall.* 48 (2005) 139-145.
- [56] O. ANDERSSON, H. THORDENBERG Y S. BERG, *Proc. PM2004, World Congress and Exhibition, Vol. 2*, Viena, Austria, R. Ratzl, H. Danninger (Eds.) European Powder Metallurgy Association, 2004, pp. 353-358.
- [57] M. CAMPOS Y J.M. TORRALBA, *Surf. Coat. Technol.* 182 (2003) 351-362.
- [58] BERGMARK, O. BERGMAN Y L. ALZATI, *Proc. PM2Tech 2004, Vol. 2, Part 7*, Chicago, EE.UU., Ed. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 2004, pp. 75-83.
- [59] P. SKOGLUND, *Proc. Int. Conf. Power Transmission Components*, Michigan, USA, Walter D. Badger and Howard I. Sanderow (Eds.), Metal Powder Industries Federation, 2001, pp. 15-22.
- [60] P. SKOGLUND, *Powder Metall.* 44 (2001) 199-201.
- [61] P. SKOGLUND, M. KEJZELMAN Y I. HAUER, *Proc. PM2Tech 2002, World Congress on Powder Metallurgy & Particulate Materials, Vol 4.*, Orlando, EE. UU., Ed. Metal Powder Industries Federation, 2004, pp. 85-95.
- [62] K.S. BAIRD Y J.D. WILLIAMS, *Int. J. Powder Metall. Powder Tech.* 20 (1984) 23-32.
- [63] K.S. BAIRD Y J.D. WILLIAMS, *Powder Metall.* 30 (1987) 281-285.
- [64] O. ANDERSSON, *Proc. PM2TEC 2002, World Congress on Powder Metallurgy & Particulate Materials, Vol. 14*, Orlando, EE.UU, Ed. Metal Powder Industries Federation Orlando, EE.UU, 2002, pp. 61-72.
- [65] ASLUND, *Proc. PM 2004, World Congress and Exhibition, Vol. 1*, Viena, Austria, R. Ratzl, H. Danninger (Eds.) European Powder Metallurgy Association, 2004, pp. 553-557.
- [66] J.H. TWEED, L. FEDERZONI Y W. RAU, *Powder Metall.* 45 (2002) 335-344.
- [67] G. HINZMANN, D. STERKENBURG, *Proc. PM 2004, World Congress and Exhibition, Vol. 1*, Viena, Austria, R. Ratzl, H. Danninger (Eds.) European Powder Metallurgy Association, 2004, pp. 541-545.
- [68] S. DIZDAR, P. SKOGLUND Y S. BENGTSSON, *Proc. PM2Tech2003, Part 9*, Las Vegas, EE.UU., Ed Princeton: Metal Powder Industries Federation, 2003, pp 41-50.
- [69] I. HAUER, M. LARSSON Y U. ENGSTRÖM, *Proc. PM2TEC 2002, World Congress on Powder Metallurgy & Particulate Materials, Vol. 8*, Orlando, EE.UU., Ed. Metal Powder Industries Federation, 2002, pp. 29-37.
- [70] A. MOLINARI, G. STRAFFELINI AND P. CAMPESTRINI, *Powder Metall.* 42 (1999) 134-241.