



(51) Clasificación Internacional de Patentes:
C22C 38/04 (2006.01) *C21D 9/30* (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)

(21) Número de la solicitud internacional:
PCT/ES2012/070236

(22) Fecha de presentación internacional:
9 de abril de 2012 (09.04.2012)

(25) Idioma de presentación: español

(26) Idioma de publicación: español

(30) Datos relativos a la prioridad:
P201130680 29 de abril de 2011 (29.04.2011) ES

(71) Solicitante (para todos los Estados designados salvo US):
CONSEJO SUPERIOR DE INVESTIGACIONES CIENTÍFICAS (CSIC) [ES/ES]; Serrano, 117, E-28006 Madrid (ES).

(72) Inventores; e

(75) Inventores/Solicitantes (para US solamente): **MEDINA MARTÍN, Sebastián Florencio** [ES/ES]; Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, Avenida Gregorio del

Amo, E-28040 Madrid (ES). **RANCEL GIL, Lucía** [ES/ES]; Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, Avenida Gregorio del Amo, E-28040 Madrid (ES). **GÓMEZ HERRERO, Manuel** [ES/ES]; Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, Avenida Gregorio del Amo, E-28040 Madrid (ES). **RUIZ BUSTINZA, Íñigo** [ES/ES]; Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, Avenida Gregorio del Amo, E-28040 Madrid (ES).

(74) Mandatario: **UNGRIA LÓPEZ, Javier**; Avenida Ramón y Cajal, 78, E-28043 Madrid (ES).

(81) Estados designados (a menos que se indique otra cosa, para toda clase de protección nacional admisible): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

[Continúa en la página siguiente]

(54) Title: 38MNV6 BAINITIC STEEL, METHOD FOR OBTAINING SAME AND USE THEREOF

(54) Título : ACERO BAINÍTICO 38MnV6, PROCEDIMIENTO DE OBTENCIÓN Y USO

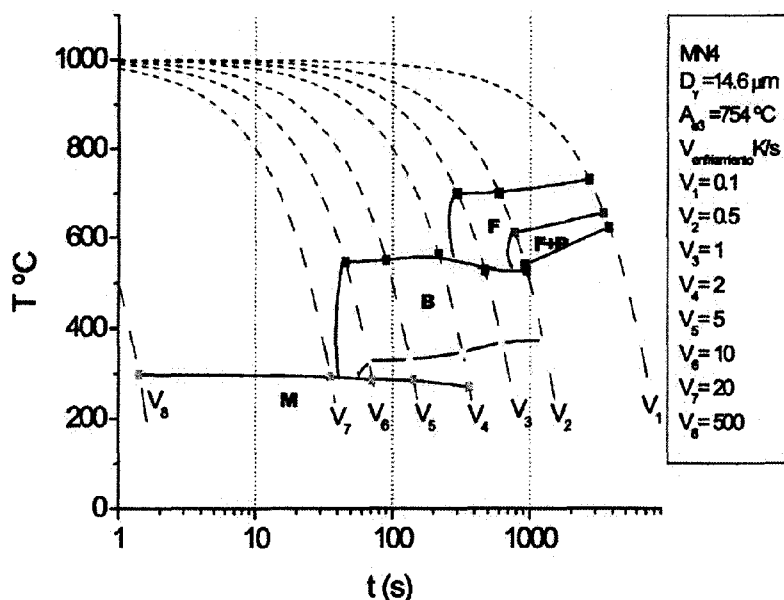


Figura 1

(57) Abstract: The present invention relates to a bainitic steel characterised in that it includes: carbon: 0.38 ± 0.03 , manganese: 1.50 ± 0.05 and vanadium: 0.11 ± 0.02 , the amounts being given as a weight percentage relative to the total weight, as well as to the method for obtaining parts using said steel and to the use thereof for the production of components, especially for the automotive industry.

(57) Resumen: La presente invención se refiere a un acero bainítico caracterizado porque comprende: carbono: 0.38 ± 0.03 - manganeso: 1.50 ± 0.05 - vanadio: 0.11 ± 0.02 siendo las cantidades expresadas como % en peso respecto al peso total, al procedimiento de obtención de piezas con dicho acero y al uso del mismo en la fabricación de componentes, especialmente para la industria de la automoción.



(84) **Estados designados** (*a menos que se indique otra cosa, para toda clase de protección regional admisible*):

ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), euroasiática (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), europea (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF,

CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

Publicada:

- *con informe de búsqueda internacional (Art. 21(3))*
- *con información relativa a la incorporación por referencia de partes y/o elementos ausentes (Regla 20.6)*

ACERO BAINÍTICO 38MnV6, PROCEDIMIENTO DE OBTENCIÓN Y USO**CAMPO DE LA INVENCION**

La presente invención pertenece al campo de los materiales de construcción y fabricación de componentes en industrias como la del automóvil, en concreto a la obtención de nuevos aceros.

ESTADO DE LA TÉCNICA

La bainita es una microestructura compuesta por placas finas y alargadas de ferrita y partículas de cementita. Hay varias clase de bainita, pero las más importantes serían la "bainita superior", la "bainita inferior" y la "ferrita acicular" o "bainita intragranular" (*H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in Steels, Inst. of Materials, London, (1992), 245-292.*). Los tres tipos de bainita ofrecen similares valores de la resistencia, pero diferentes valores de la tenacidad. La ferrita acicular requiere especiales condiciones para su obtención, por lo que el problema en aceros de gran resistencia se limita a la formación de la bainita superior e inferior, respectivamente. La bainita inferior muestra mejor tenacidad que la bainita superior debido a que el paquete bainítico tiene un tamaño menor que en la bainita superior y sobre todo porque las partículas de cementita precipitan también dentro de las placas ferríticas y por tanto son más finas y dispersas que en la bainita superior.

La bainita inferior se obtiene sometiendo a la muestra (pieza) a un tratamiento de austenización seguido de un tratamiento isotérmico a temperaturas inferiores a B_s - temperatura de comienzo de la transformación bainítica y superiores a M_s - temperatura de comienzo de la transformación martensítica.

El menor tamaño de los carburos en la bainita inferior se debe a que la austenita residual es más pobre en carbono y por tanto menos estable. En consecuencia, la austenita retenida (sin transformar) será menor en la bainita inferior que en la superior.

La bainita superior se obtiene normalmente por transformación en enfriamiento continuo desde la temperatura de austenización a velocidades que eviten la transformación martensítica y la perlítica, respectivamente, y la bainita inferior, como se ha dicho anteriormente, por transformación isotérmica. Sin embargo, el porcentaje de carbono es crucial para obtener una u otra microestructura. En aceros con contenidos de carbono comprendidos entre 0.32% y 0.40%, se pueden obtener los dos tipos de bainita. Por debajo de 0.32% no es posible obtener bainita inferior y por encima de 0.40% no es posible obtener bainita superior. Por otra parte, como la cantidad de carburos aumenta proporcionalmente con el %C, es conocido que por encima de un 0.40%C la tenacidad disminuye mucho, aunque la resistencia sea buena. En definitiva, es conocido que para fabricar un acero bainítico de alta resistencia y tenacidad aceptable el acero no debe tener más de un 0.40% de carbono.

Se conocen expresiones empíricas que predicen con buena aproximación las temperaturas B_s y M_s en función de la composición química y esto ayuda a diseñar los tratamientos isotérmicos (*W. Steven A. J. Haynes, The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low Alloy Steels, Journal of Iron and Steel Institute, 183 (1956) 349-359.*).

Actualmente hay pocos aceros bainíticos de alta resistencia en el mercado. Los aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity) son en realidad aceros de microestructura mixta-ferrita, bainita y martensita- de bajo o medio carbono y de resistencia media-alta. Los aceros completamente bainíticos de alta resistencia son los de tipo 35MnV7 y 42MnV7, el primero de una resistencia de aproximadamente 1000MPa y el segundo de 1200MPa, con tenacidad es relativamente bajas comprendidas entre 20 y 25 J. Estos aceros llevan un contenido de V de 0.12%, C comprendido entre 0.34 y 0.38% y Mn alrededor de 1.8%. El papel del V en los aceros es formar precipitados tipo V(C,N), que endurecen la microestructura aumentando la resistencia y el límite elástico a través de un

doble efecto, por una parte afinando la microestructura y por otra dificultando el movimiento de las dislocaciones (S. Zajac, T. Siwecki, W. B. Hutchinson, R. Lagnebord, *Strengthening Mechanisms in V-Microalloyed Steels Entended for long Products*, *ISIJ Internacional* 38 (1998) 1130-1139; R. Lagnebord, T. Siwecki, S. Zajack, B. Hutchinson, *The Role of Vin Microalloyed Steels*, *The Scandinavian Journal of Metallurgy*, 28 (1999) 186-241).

Tanto en la bainita superior como en la inferior, los límites entre las láminas de ferrita de un mismo paquete son límites de bajo ángulo, que son obstáculos para el movimiento de dislocaciones pero no para la propagación de la grieta. Sin embargo, los límites entre paquetes bainíticos son de alto ángulo, que impiden la propagación de la grieta. Los mecanismos de endurecimiento que son operativos en la bainita son bien conocidos: Pequeño tamaño del paquete bainítico, pequeño espesor de las láminas ferríticas, alta densidad de dislocaciones y número de partículas de carburo (Fe_3C). (F.B. Pickering, *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Science Publishers Ltd, London (1978) 66-78).

Se ha comprobado que los elementos microaleantes como Nb, Ti, V aumentan el límite elástico y la resistencia debido a las partículas nanométricas que precipitan, tanto inducidas por la deformación (laminación, forja) o bien durante el tratamiento térmico (L. Rancel, M. Gómez, S.F. Medina, *Influence of microalloying elements (Nb, V, Ti) on Yield Strength in Bainitic Steels*, *Steel Research Int.*, 79 (2008) 947-953; R.W.K. Honeycombe, H.K.D.H. Bhadeshia, *Steels Microstructure and Properties*, Metallurgy and Materials Science Series, Ed. Edgard Arnold 1995; T. Gladman, *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, Ed. T.N. Baker, The Institute of Materials, London 1997).

Las partículas de cementita son frágiles y tienden a romper como consecuencia del apilamiento de dislocaciones cuando la pieza es sometida a tensión. Si las partículas son finas, como ocurre en la bainita inferior, la grieta es más

pequeña y no se transmite fácilmente a las láminas ferríticas (H.K.D.H. Bhadeshia, *Worked Examples in the Geometry of Crystals*, 2ª Edition, Institute of Materials, London, 2001).

Así como en los aceros ferríticos, la tenacidad está relacionada especialmente con el tamaño del grano, la composición del acero y las partículas de segunda fase, en los aceros bainíticos la tenacidad está controlada por el tamaño del paquete bainítico o mejor aún con la unidad de trayectoria de grieta (UPC) medida con la técnica EBSD. El tamaño de UPC es menor que el del paquete bainítico ya que es medido con un ángulo de desorientación menor de 15° (P. Brozzo et al, *Microstructure and Cleavage Resistance of Low Carbon Bainitic Steels*, *Metal Science*, 11 (1977) 123-129). Otros estudios determinan también que la fractura por clivaje, relacionada con la tenacidad, es controlada como se ha dicho anteriormente, por los carburos y que su tamaño y distribución son muy importantes (K. Wallin, T. Saario, K. Torronen, *Statistical Model for Carbides Induced Brittle Fracture in Steel*, *Metals Science*, 16 (1984): 13-16).

Comparaciones realizadas entre aceros de microestructura perlítica y bainíticos con aplicación a la fabricación de raíles, mostraron la superioridad de estos últimos, no sólo en dureza, límite elástico y resistencia, sino también en tenacidad a la fractura (K_{IC}) alcanzándose un valor de 1,5 veces superior (H.A. Aglan et al. *Mechanical and Fracture Behaviour of Bainite Rail Steel*, *Journal of Materials Processing Technology*, 151 (2004) 268-274). Finalmente, se ha comprobado que en los aceros con microaleantes (V,Ti,Nb) el porcentaje de Al convendría que fuese menor de 0.010% (S. F. Medina and M. Chapa: *Ti/Al interaction and austenite grain control in crankshaft manufacturing with steel 38MnSiVS5*, *Steel Research International*, 77 (2006) 712-719). Un acero que está en el mercado con la misma denominación es un acero de la empresa Saarlöh - también llamado acero 38MnV6 con la siguiente composición:

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	V	Cu
---	----	----	---	---	----	----	----	----	---	----

min.	0,38	0,60	1,20		0,15				0,10
max.	0,42	0,80	1,40	0,012	0,010	0,25	0,10	0,05	0,005 0,15 0,10

No obstante, el acero de la empresa Saerstahl tiene algo más de carbono (0.38-0.42) y en realidad se debería llamar 40CMnV6, ya que el primer número debe indicar la media de carbono (0.40%) multiplicada por 100. El Si del acero Saerstahl es mucho más alto (0.60-0.80%) de tal modo que es un acero diferente de microestructura y aplicaciones diferentes.

El contenido de Mn del acero Saerstahl es algo más bajo (1.20-1.40%) y aunque la diferencia no es notable, dicha diferencia conjuntamente con el diferente contenido de Si hace que el acero objeto de la presente invención sea un acero notablemente distinto. Otra diferencia es que el contenido de Al según la presente invención debe ser inferior a 0.010% y el acero Saerstahl parece ser de una cantidad fija (0.005%).

Según la presente invención el contenido de N es muy importante, como ocurre en todos los aceros con microaleantes (V, Ti, etc.) y su límite superior es de aproximadamente 0.0200%. En cambio, en el acero Saerstahl no se establece cantidad alguna y esto es muy peligroso, ya que por una parte se necesita una cantidad mínima (0.0150%) para conseguir un importante volumen precipitado de partículas VN y por otra parte es necesario establecer un límite superior (0.0200%) para que no se produzcan poros o microporos en su fabricación que podrían dar lugar a posible grietas en la matriz metálica.

Por otra parte, la aplicación del acero Saerstahl para muelles y amortiguadores (Spring Steels for Cold and Hot Coiled Springs as well as Stabiliser Bars) quiere decir que el tratamiento térmico aplicado a las piezas es distinto siendo de temple (microestructura martensítica), y revenido posterior a 400-450°C. Esto hace que el acero Saerstahl tenga una mayor dureza (> 45HRC) y por tanto más resistencia al desgaste, pero baja tenacidad. Según la presente invención el acero tiene microestructura bainítica y una dureza comprendida entre 26-32

HRC, y esto hace que la tenacidad sea muy superior permitiendo su aplicación en la fabricación de componentes, especialmente para la industria de automoción como cigüeñales, bielas, barras de dirección, etc.

- 5 La presente invención con el nuevo acero 38MnV6 resuelve por lo tanto los problemas de los aceros mencionados, especialmente 35MnV7 o 42MnV7, de los cuales se diferencia fundamentalmente en tres aspectos:
- el nuevo acero es un acero de alta resistencia con tenacidad superior a 25 J, que corresponde a los actuales aceros, como el acero 35CrMo4 con microestructura martensítica revenida y los aceros 35MnV7 y 42MnV7 con microestructura bainítica,
 - en el nuevo acero el Mn se ha rebajado desde 1.8% hasta 1.5% y el Al ha sido rebajado desde porcentajes próximos a 0.030% a porcentajes inferiores a 0.010%. Asimismo, el porcentaje de C se aproxima más a 0.38 para alcanzar una resistencia superior a 900 MPa que pueda competir no sólo con los aceros mencionados anteriormente sino también con los aceros de temple (martensíticos) y revenidos de porcentajes similares de C,
 - por otra parte, el porcentaje de C igual a 0.38% permite obtener durante el tratamiento isotérmico una microestructura de bainita inferior, que como se ha visto en el "estado de la técnica" tendrá mejor tenacidad que la bainita superior.

25

DESCRIPCIÓN DE LA INVENCION

La presente invención tiene como objeto un acero bainítico caracterizado porque comprende: carbono: $0,38 \pm 0.03$, manganeso: $1,50 \pm 0.05$ y vanadio: $0,11 \pm 0.02$, siendo las cantidades expresadas como % en peso respecto al peso total.

El acero bainítico de la invención debe tener un contenido de Al menor de 0,010 % en peso.

Una realización particular es un acero bainítico que comprende: carbono: $0,38 \pm 0.03$, manganeso: $1,50 \pm 0.05$, vanadio: $0,11 \pm 0.02$, silicio: $0,25 \pm 0.05$, aluminio: $< 0,010$ y

nitrógeno en una cantidad comprendida entre 0,0150-0,0200 siendo las cantidades expresadas como % en peso respecto al peso total.

Una realización particular adicional es un acero bainítico que comprende: carbono: $0,38 \pm 0.03$, manganeso: $1,50 \pm 0.05$, vanadio: $0,11 \pm 0.02$, silicio: $0,25 \pm 0.05$, fósforo: menos de 0,010, azufre $<0,025$, aluminio $< 0,010$ y nitrógeno: 0,0150-0,0200, siendo las cantidades expresadas como % en peso respecto al peso total.

Otras realizaciones particulares adicionales son aquéllas que se expresan en las reivindicaciones dependientes.

Una realización particular preferida es un acero bainítico que comprende: carbono: 0,38, manganeso: 1,50, vanadio: 0,11, silicio: $0,25 \pm 0.05$, fósforo: menos de 0,010, azufre $<0,025$, aluminio $< 0,010$ nitrógeno: 0,0150-0,0200, siendo las cantidades expresadas como % en peso respecto al peso total.

Una realización particular adicional preferida es un acero bainítico que comprende los elementos y proporciones indicadas en la Tabla 1a:

Tabla 1a:

Acero	C	Si	Mn	P	S	Al	V	N
38MnV6	0.38	0.25	1.50	<0.010	0.024	0.005	0.11	0.0200

La presente invención se refiere también a un procedimiento para obtener el acero definido anteriormente, caracterizado porque comprende:

- a) fabricación de un semiproducto, preferentemente en forma de barras,
- b) fabricación de la pieza a partir del semiproducto de la etapa a), y que comprende llevar a cabo al menos un tratamiento isotérmico.

El acero se fabrica en forma de un semiproducto, preferentemente en forma de barras, laminadas y sin tratamiento térmico, con microestructura de bainita superior adquirida durante el enfriamiento del semiproducto después de la laminación, enfriamiento que se produce al aire.

Según una variante del procedimiento la etapa b) comprende: enfriar a temperatura ambiente e iniciar los siguientes tratamientos isotérmicos: calentamiento a una temperatura entre 800°C y 850°C, preferentemente entre 815 °C y 825°C, y más preferentemente de 820°C, enfriamiento rápido hasta una temperatura comprendida entre 350°C y 370°C, preferentemente entre 355°C y 365°C, y más preferentemente de 360°C y mantenimiento a esta temperatura para obtener la transformación bainítica, seguido de enfriamiento al aire. Esta temperatura de límite de enfriamiento se ha fijado para que sea próxima y superior a Ms (temperatura de transformación martensítica) que permita una total transformación de la austenita en bainita sin presencia alguna de martensita.

La temperatura de austenización debe ser una temperatura superior y próxima a Ac3 (=800°C), hasta un máximo de 850°C, es decir no demasiado mayor que Ac3 para que el grano austenítico no haya crecido respecto del tamaño que corresponde a 820°C.

El tiempo durante el cual se mantiene la pieza a la temperatura de austenización dependerá del tamaño de la pieza, y el objetivo es que la pieza esté a esa temperatura el tiempo mínimo para que la temperatura establecida sea la misma en todos los puntos de la pieza, es decir que sea uniforme, y el grano austenítico no crezca. Este tiempo es aproximadamente de 30 min.

Según una realización preferente, el tratamiento es a 820°C y dura 30 minutos por cada 2,5 cm de espesor de la pieza.

Según una segunda variante del procedimiento, la etapa b) comprende: enfriar rápidamente la pieza hasta una temperatura comprendida entre 350°C y 370°C, preferentemente entre 355°C y 365°C, y más preferentemente de 360°C, y mantenimiento a esta temperatura para obtener la transformación bainítica durante un tiempo de al menos 60 minutos, preferentemente de al menos 90 minutos, pero siempre dependiendo del espesor de la pieza, seguido de enfriamiento al aire.

Opcionalmente, el procedimiento de la invención puede comprender además una etapa de revenido. En cuanto al revenido, en estos aceros con microestructura bainítica, la temperatura no ejerce un gran efecto como ocurriría en los aceros martensíticos. No obstante, se ha comprobado que la temperatura no puede ser mayor de 600°C, que se ha fijado como la preferida, y puede ser menor, hasta la temperatura mínima de 500°C. Es decir, la temperatura de revenido debe estar comprendida entre 500 y 600°C. Bajo ningún concepto deber superar los 600°C, ya que se produce un aumento atípico de la dureza con la consiguiente caída de tenacidad, además de estropear el tratamiento térmico anterior debido a la modificación de los carburos.

Más concretamente, para conseguir una microestructura de bainita inferior lo más fina posible sin austenita retenida, el procedimiento de la presente invención comprende el siguiente tratamiento térmico:

Temperatura de austenización: entre 800°C y 850°C, preferentemente entre 815°C y 825°C y más preferentemente de 820°C, durante un tiempo que dependerá del tamaño de la pieza, de modo que la pieza esté a esa temperatura el tiempo mínimo para que la temperatura establecida sea la misma en todos los puntos de la pieza, es decir que sea uniforme, y el grano

austenítico no crezca. Este tiempo es aproximadamente de 30 min. por cada 2.5 cm de espesor. El calentamiento puede hacerse tanto en horno como en baño de sales para alta temperatura, tipo Thermisol 800.

5

Temperatura de transformación bainítica: La pieza o muestra es enfriada rápidamente desde la temperatura de austenización hasta la temperatura de transformación bainítica, que ha sido fijada en una temperatura comprendida entre 350°C y 370°C, 10 preferentemente entre 355°C y 365°C, y más preferentemente de en 360°C, y mantenida a dicha temperatura durante el tiempo necesario para obtener una transformación completa (100%) de la austenita en bainita. El tiempo de mantenimiento es orientativo y dependerá en gran medida de la dimensión de la 15 pieza y del sistema de enfriamiento. Los tiempos de tratamiento a esta temperatura deben ser largos para conseguir la total transformación, que al ser a baja temperatura (360°C) la transformación es lenta, pero debe ser completa. Por consiguiente, el tiempo puede ser algo mayor de 90 minutos, 20 por ejemplo de entre 90 y 110 minutos, preferentemente entre 90 y 100 minutos, pero siempre dependiendo del espesor de la pieza. El tiempo propuesto se ha determinado usando como medio de enfriamiento un baño de sales tipo Thermisol RV275. En la industria se utilizan técnicas de "viento" y hornos de 25 mantenimiento.

Por otra parte, la temperatura de transformación bainítica ha sido determinada como ligeramente mayor que la temperatura de transformación martensítica (M_s) y muy inferior 30 a la de comienzo de transformación bainítica (B_s).

Con el tratamiento isotérmico mencionado se ha logrado que la microestructura sea de bainita inferior muy fina, ya que el grano austenítico de partida antes de la transformación 35 es muy fino debido a que la temperatura de austenización fue notablemente baja, de aproximadamente 820°C, a la que

corresponde obviamente un tamaño de grano austenítico de pequeño tamaño como se verá en el siguiente apartado.

Propiedades mecánicas obtenidas por el acero

- 5 Con las condiciones anteriores, tanto de composición química como de tratamiento isotérmico, las propiedades mecánicas alcanzadas por el acero son las siguientes:
- Límite Elástico: 750-800 MPa
 - Resistencia: 900-1000 MPa
 - 10 - Tenacidad (Ensayo de Impacto Charpy) a temp. ambiente: >40 J (sin revenido)
 - Tenacidad (Ensayo de Impacto Charpy) a temp. ambiente: >50 J (con revenido a 600°C)
 - Temperatura de transición dúctil-frágil: -29°C (sin
 - 15 revenido)
 - Temperatura de transición dúctil-frágil: -41°C (con revenido a 600°C)

20 Para la temperatura de transición se ha elegido el criterio de 20 J, que es universalmente aceptado para aceros de alta resistencia. El criterio del punto de inflexión de la curva "Energía de Impacto" frente a la temperatura, no es apropiado en los aceros de alta resistencia, ya que normalmente no aparece bien definido.

25 Se desprende de los valores anteriores que el acero presenta buenas propiedades mecánicas sin revenido posterior, lo que permite aumentar la productividad y abaratar costes de fabricación de componentes en la industria, y especialmente los componentes de automoción.

30

 La resistencia y límite elástico del nuevo acero 38MnV6 es del mismo orden que la que presentan los aceros convencionales 35MnV7 y 35CrMo4, pero la tenacidad es prácticamente el doble. Esta ventaja sobre sus competidores le

35 convierte en un material apropiado en la fabricación de componentes de automoción.

Otro objeto de la invención es el uso del acero definido anteriormente en la fabricación componentes para la industria en general, y de modo preferido en la fabricación de piezas de
5 automóviles.

El uso más preferido es la fabricación de piezas de automoción por estampación (forja) a partir del semiproducto o barra. En otras palabras, la barra que es el acero de partida para la fabricación de piezas, sólo debe tener la composición
10 química señalada, siendo sólo un semiproducto a partir del cual se fabrican las piezas deseadas mediante la estampación y tratamiento térmico posterior. En definitiva los tratamientos térmicos se aplican a la pieza ya fabricada, en concreto piezas de automoción, fabricadas por estampación.

15

El nuevo acero 38MnV6 es útil para la fabricación de componentes, especialmente en la industria de la automoción, y en particular, cigüeñales, bielas, varillas de dirección, etc. fabricadas con este acero mostrarán mejores propiedades
20 mecánicas que sus actuales competidores, entre los que cabe destacar el acero 35CrMo4 templado (microestructura martensítica) y revenido y el 35MnV7 con microestructura bainítica, respectivamente.

Asimismo, su aplicación en industrias paralelas, como
25 pueden ser la mecánica pesada donde se exija un alto rendimiento a los materiales de alta resistencia, sería muy beneficiosa. El alto rendimiento estaría garantizado cuando además de la alta resistencia, alrededor de 1000 MPa, muestren una buena tenacidad, superior a 40 J a temperatura ambiente.

30 Para alcanzar las propiedades mecánicas del acero en la fabricación de piezas de automóvil, tales como cigüeñales, bielas, ejes de dirección, etc., deben seguirse los tratamientos isotérmicos descritos en la presente memoria, teniendo en cuenta que ahora la etapa inicial es la propia
35 estampación o forja de las piezas, antes que los tratamientos isotérmicos. Por tanto, la fabricación de las piezas

(cigüeñas, bielas, etc.) por estampación se puede hacer siguiendo dos vías:

1. Estampación a la temperatura de forja (1150°C-1200°C), descenso rápido hasta la temperatura de transformación bainítica de entre 350°C y 370°C, preferentemente entre 355°C y 365°C, y más preferentemente de 360°C, y un mantenimiento mínimo de 60 minutos, preferentemente de al menos 90 min, dependiendo del espesor de la pieza, hasta que se haya transformado toda la austenita en bainita. El tiempo puede ser de al menos 90 minutos, tal como entre 90 y 110 minutos, preferentemente entre 90 y 100 minutos, pero siempre dependiendo del espesor de la pieza. En este caso, al acero se le añadiría en cuchara una cantidad de Ti no superior a 0.015%, de tal modo que la temperatura de solubilidad de las partículas TiN, calculada de acuerdo con los productos de solubilidad de Turkdogan (*E.T. Turkdogan, Causes and effects of nitride and carbonitride precipitation during continuous casting, I&SM, (1969) 61-75.*) no supere los 1500°C. De este modo el tamaño de grano austenítico sería pequeño y la cantidad de Ti no perjudicaría la precipitación del V como partículas finas de VN. Un simple cálculo indica que 0.015% de Ti atraparía 0.0044% de N, quedando libre 0.0156% de N que se combinaría con V para formar las partículas precipitadas de VN.

25

2. Estampación a la temperatura de forja (1150°C-1200°C), seguido de enfriamiento al aire hasta la temperatura ambiente. De nuevo la pieza sería recalentada hasta la temperatura de austenización de entre 800°C y 850°C, preferentemente entre 815°C y 825°C y más preferentemente de 820°C, con un mantenimiento mínimo de 30 min, dependiendo del espesor de la pieza, descenso rápido hasta la temperatura de transformación bainítica de entre 350°C y 370°C, preferentemente entre 355°C y 365°C, y más preferentemente de 360°C, y un mantenimiento mínimo de 60 minutos, preferentemente de al menos 90 min, dependiendo del espesor de la pieza, hasta que se haya

35

transformado toda la austenita en bainita. En este caso la composición del acero sería la más próxima a la de la Tabla 1a y el acero no tendría Ti.

- 5 La elección de una vía u otra depende de la economía de la empresa y los costes que pueda asumir, ya que la segunda vía resultaría algo más cara debido al segundo recalentamiento hasta 820°C, pero las propiedades serían probablemente algo mejores, ya que el grano austenítico, antes de la
- 10 transformación austenita→bainita, sería algo más pequeño. Si se elige la primera vía, los resultados serían muy parecidos y la tenacidad seguiría siendo del mismo orden, es decir próximo a los 50 J en el acero revenido y de 40 J en el acero sin revenir.

15

BREVE DESCRIPCIÓN DE LAS FIGURAS

- Figura 1. Diagrama CCT. Acero MN4.
- Figura 2. Acero MN4. Velocidad de enfriamiento: 5 (K/s).
- 20 Figura 3. Tamaño de grano austenítico en función de la temperatura de austenización.
- Figura 4. Esquema de los tratamientos isotérmicos. (1) Temperatura de autenización; (2) Temperatura de transformación bainítica; (v3) Temperatura de revenido.
- 25 Figura 5. Diagrama TTT para el acero 42 MnV7. [Wever54].
- Figura 6. Energía absorbida en el ensayo Charpy. Acero MN4.
- Figura 7. Energía absorbida en el ensayo Charpy. Acero MN5.
- Figura 8. Energía absorbida en el ensayo Charpy. Acero MN6.
- Figura 9. Energía absorbida en el ensayo Charpy. Acero MN7.
- 30 Figura 10. Micrografía del acero MN4. Tratamiento: T. Aust. 820°C; T. Transf. 390°C; sin revenido.
- Figura 11. Difractograma (RX) y análisis de la muestra de MN4 tratada isotérmicamente sin revenido posterior.

35 DESCRIPCIÓN DETALLADA DE LA INVENCION

Aceros fabricados

Para conocer la influencia del Mn y del N sobre las microestructura y propiedades mecánicas del acero convencional 35MnV7, se fabricaron cuatro aceros con diferentes porcentajes de Mn y N, ya que la relación en %peso V / N es muy importante en los aceros V-microaleados. El contenido de Al se mantuvo relativamente bajo (<0.010%). Investigaciones anteriores (S. F. Medina and M. Chapa: *Ti/Al interaction and austenite grain control in crankshaft manufacturing with steel 38MnSiVS5*, *Steel Research International*, 77, 2006, 712-719), así como una patente registrada por los autores (S.F. Medina, M. Chapa, B. Fernández, M. Gómez: *Aceros microaleados de medio carbono con bajo contenido de aluminio*, 2006, P200600117), ponen de manifiesto que los aceros microaleados con bajo contenido de Al muestran mejor microestructura final en los tratamientos térmicos. La composición de los aceros estudiados fue la que se muestran en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química (% peso) de los aceros estudiados.

Acero	C	Si	Mn	P	S	Al	X _i	N
MN4	0.38	0.25	1.53*	<0.010	0.024	0.005	V=0.11	0.0217
MN5	0.38	0.26	2.08	0.013	0.019	0.007	V=0.12	0.0245
MN6	0.38	0.25	2.23	0.013	0.019	0.007	V=0.12	0.0118
MN7	0.36	0.25	1.80	0.011	0.032	0.009	V=0.10 5 Ti=0.0 29	0.0111

Los aceros en principio fueron clasificados con nombres sencillos para facilitar su identificación.

Capacidad de transformación bainítica

Primeramente, se determinó la "capacidad" de cada uno de ellos para transformarse en bainita desde una temperatura de austenización mediante enfriamiento continuo. Con este objetivo se determinó el diagrama CCT (Continuous Cooling Transformation) y se midieron las velocidades mínima y máxima entre las que la austenita transformaría a bainita. La Figura 1 muestra el diagrama CCT para el acero MN4. Las velocidades mínima y máxima de enfriamiento que transforman la austenita en bainita se muestran en la Tabla 2. Si bien el acero MN4 no transforma completamente a bainita para velocidades inferiores a 1.8 K/s, también es cierto que su velocidad máxima de 18 K/s es superior a la de los aceros MN5 y MN6. En todos los aceros, la amplitud del intervalo de velocidades es más que suficiente para asegurar que la transformación austenita-bainita dará una microestructura completamente bainítica, excepto la austenita que pueda quedar "retenida" (sin transformarse). Como ejemplo, la Figura 2 muestra la microestructura completamente bainítica para el acero MN4 determinada a una velocidad de enfriamiento de 5 K/s desde la temperatura de austenización de 1000°C.

Tabla 2. Mayor y menor velocidad de enfriamiento para formar una estructura completamente bainítica.

Acero	Vel. Enfr. Alta, K/s	Vel. Enfr. Baja, K/s	% Bainita
MN4	18	1.8	>95
MN5	8	0.08	>95
MN6	8	0.08	>95
MN7	20	3	>95

El intervalo de velocidades de enfriamiento para obtener una microestructura bainítica cubre las velocidades más usuales de multitud de piezas en la industria de la automoción que son enfriadas al aire. Sin embargo, en nuestro caso, tal y

como se ha recogido en los apartados anteriores, el rango de velocidades es sólo orientativo para conocer la capacidad de transformación de estos aceros en bainita, ya que los tratamientos térmicos que han llevado al descubrimiento de la presente invención son isotérmicos, como veremos más adelante.

Determinación de las temperaturas B_s y M_s

El diseño de tratamientos isotérmicos exige conocer el intervalo de temperaturas donde la austenita se transforma a bainita. Este intervalo viene limitado por la temperatura de comienzo de transformación bainítica (B_s) y de comienzo de la transformación martensítica (M_s). La transformación bainítica ocurrirá entre ambas temperaturas. Se determinaron mediante ensayos de dilatometría y también haciendo uso de las expresiones siguientes extraídas de la bibliografía:

$$B_s \text{ (}^\circ\text{C)} = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo$$

$$M_s \text{ (}^\circ\text{C)} = 500 - 350C - 40Mn - 35V - 20Cr - 20Cr - 17Ni - 10Cu - 10Mo - 5W + 15Co + 30Al$$

Los resultados se muestran en la Tabla 3, observándose una buena correspondencia entre los valores predichos y los experimentales.

Tabla 3. Valores de B_s y M_s experimental y predicho.

Acero	B_s (°C) exp.	B_s (°C) predic.	M_s (°C) exp.	M_s (°C) predic
MN4	560	573	296	298
MN5	535	525	275	276
MN6	527	513	299	271
MN7	550	552	301	293

Determinación del tamaño de grano austenítico

El tamaño de grano austenítico en función de la temperatura de austenización es fundamental en los tratamientos térmicos, ya que la microestructura final, después de la transformación, dependerá del mismo. En este
5 sentido, se midió el tamaño de grano (D_{γ}) para los cuatro aceros y los resultados se muestran en la Figura 3. A bajas temperaturas ($<1000^{\circ}\text{C}$), el tamaño es prácticamente el mismo para todos los aceros, inferior a $20\text{ }\mu\text{m}$ e independientemente de la composición química, pero a altas temperaturas el acero
10 MN7 muestra un menor valor de D_{γ} debido a la presencia de partículas TiN sin disolver.

Diseño de los nuevos tratamientos isotérmicos

15 De acuerdo con las anotaciones anteriores, se diseñó un nuevo tratamiento isotérmico que consistía básicamente en adoptar una temperatura de austenización superior y próxima a A_{c3} -temperatura mínima a la que toda la fase es austenita- para que el tamaño de grano austenítico fuese lo más pequeño
20 posible. A continuación, un enfriamiento rápido hasta una temperatura superior y próxima a M_s que permitiese transformar isotérmicamente toda la austenita en "bainita inferior". Después de un cierto tiempo de mantenimiento, suficiente para que se produzca toda la transformación bainítica, las probetas
25 serían enfriadas al aire. Finalmente, se haría un tratamiento de revenido para disminuir las tensiones creadas por la transformación bainítica. La Figura 4 muestra un esquema del diseño para el nuevo tratamiento isotérmico.

30 Los tratamientos isotérmicos fueron realizados en hornos de sales, que de acuerdo con el esquema de la Figura 4, se distribuyen del siguiente modo:

Horno (1): sal Thermisol 800 (temperatura de trabajo desde
35 750°C hasta 1150°C).

Horno (2): sal Thermisol RV275 (temperatura de trabajo desde 145°C hasta 500°C).

Horno (3): sal Thermisol RV653 (temperatura de trabajo desde 400°C hasta 750°C).

5

Es necesario resaltar que en la industria los tratamientos isotérmicos de transformación bainítica se realizan en hornos con refrigeración forzada hasta alcanzar la temperatura del horno.

10

Con objeto de fijar las temperaturas de los tratamientos se tuvieron en cuenta las temperaturas B_s y M_s determinadas experimentalmente a partir de los diagramas CCT (Tabla 3). Por otra parte, la temperatura de austenización y los tiempos de los tratamientos isotérmicos fueron estimados teniendo en cuenta el diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) del acero más parecido a los estudiados en la presente invención (*F. Wever and F. A. Rose, Atlas Zur Wärmebehandlung der Stähle, Max-Planck-Institut für Eisenforschung, ed. Verlag Stahleisen M. B. H., Dusseldorf, 1954*).

En la Fig. 5 se muestra el diagrama TTT del acero 42 MnV7, cuya composición es muy próxima a los aceros estudiados, siendo la diferencia el porcentaje de carbono que es algo más alto, pero que entra prácticamente en la tolerancia de composición que tienen estos aceros, que en el caso del carbono sería ± 0.03 . De acuerdo con las temperaturas de transformación de la Tabla 3 y las que se deducen de la Fig. 5, se realizaron los tratamientos isotérmicos que se presentan en la Tabla 4. En el caso del acero MN4, acero objeto de la patente como se verá más adelante, y debido a las buenas propiedades mecánicas que presentaba, se realizó también un tratamiento sin revenido posterior.

La temperatura de revenido de 600°C fue seleccionada después de varios tratamientos a diferentes temperaturas de

revenido, eligiendo como temperatura aquélla cuya dureza no era inferior a 25 HRC para conservar una resistencia aproximada de 1000MPa, al mismo tiempo que mejora la tenacidad. Por tanto, la temperatura de revenido fue de 600°C, inferior a la temperatura A_{c1} de estos aceros.

Tabla 4. Temperaturas y tiempos de mantenimiento de los tratamientos isotérmicos.

Acero	Temp. Aust. (°C) / tiempo (min)	Temp. Transf.. Bainítica (°C) / tiempo (min)	Temp. Revenido (°C) / tiempo (min)
MN4	820°C / 30min	360°C / 90min	sin revenido
MN4	820°C / 30min	360°C / 90min	600°C / 60 min
MN5	820°C / 30min	360°C / 90min	600°C / 60 min
MN6	820°C / 30min	360°C / 90min	600°C / 60 min
MN7	820°C / 30min	360°C / 90min	600°C / 60 min

10

Tamaño de grano austenítico a la temperatura de austenización

Se midió el tamaño de grano austenítico a la temperatura de austenización de 820°C durante 30 min. Las probetas fueron sumergidas en un baño de sales y templadas en agua. El tamaño de grano austenítico fue medido aplicando la norma ASTM E-112, cuyos resultados se muestran en la Tabla 5.

15

Tabla 5. Tamaño de grano (D_γ) austenítico a la temperatura de austenización: 820°Cx30min.

20

Acero	MN4	MN5	MN6	MN7
D_γ (μm)	11	12	13	16

Todos los aceros mostraron un grano austenítico fino como se pretendía, siendo el acero conteniendo Ti el que presentó

un tamaño algo mayor. La explicación de este comportamiento es que a las bajas temperaturas de austenización, inferiores a las temperaturas de solubilidad de los precipitados tipo VCN, NbCN, el tamaño de estos precipitados presentes (no disueltos), son más pequeños que los precipitados tipo TiN que se han formado a altas temperaturas durante la solidificación del acero donde el crecimiento de las partículas es más fácil de acuerdo con el efecto "Ostwald ripening" (*M. Schwind and J. Agren, A random walk approach to Ostwald ripening. Acta Materialia 49 (2001) 3821-3828*). Por tanto, las fuerzas de anclaje (pinning forces) ejercidas por las partículas (precipitados) sobre el movimiento de las fronteras de grano es menor en el caso de las partículas TiN que en el caso de las partículas VCN y NbCN.

15

Propiedades mecánicas de los aceros tratados isotérmicamente

Las probetas tratadas isotérmicamente, incluyendo el revenido, fueron ensayadas en el péndulo Charpy, usando tres probetas para cada una de las temperaturas de ensayo y tomando el valor medio como el resultado del ensayo. De este modo se determinaron las curvas de energía absorbida frente a la temperatura de ensayo (Figuras 6-9). El valor de 20 J, tomado como el valor "standard" para que el acero pueda ser utilizado con garantía en servicio, se ha dibujado en las gráficas con objeto de conocer la temperatura que corresponde a dicho valor. Tomando este criterio, las temperaturas que corresponden a una energía absorbida de 20 J han sido anotadas en la Tabla 6.

30

Tabla 6. Temperatura correspondiente a 20 J en el ensayo de impacto Charpy.

Aceros tratados isotérmicamente y revenidos a 600°C.

Acero	Revenido a 600°C.	"Sin revenido" Temperatura a
-------	----------------------	---------------------------------

	Temperatura a 20 J (°C)	20 J (°C)
MN4	-41	-29
MN5	-4	-
MN6	-5	
MN7	-23	

Los aceros mostraron excelentes resultados, habiéndose obtenido temperaturas de transición muy bajas para lo que sucede en los aceros convencionales de alta resistencia. En particular, el acero MN4 presentó una temperatura de transición dúctil-frágil (ITT) de -41°C , lo que permite su uso en cualquier aplicación con las condiciones más adversas. La tenacidad de este acero puede considerarse excelente en términos comparativos, incluso en estado de tratamiento isotérmico sin revenido como se muestra en la Fig. 6 y en la Tabla 6, cuya temperatura de transición fue de -29°C , que es también un excelente valor para que en dicho estado pueda ser utilizado en condiciones de servicio extremadamente difíciles. Asimismo, la tenacidad Charpy a temperatura ambiente (20°C) fue aproximadamente de 55 J con estructura bainítica revenida y 40 J sin revenido. Estos valores no son alcanzados por los aceros que se fabrican actualmente y por tanto la presente invención supone una mejora considerable.

Por otra parte, se determinaron las propiedades mecánicas de tracción y los resultados se muestran en la Tabla 7. Los aceros revenidos a 600°C dieron también valores de resistencia superiores a 900 MPa, algunos próximos a 1000 MPa, y el límite elástico cercano a 850 MPa, excepto para el acero MN4 que dio 905 MPa y 760 MPa para la resistencia y el límite elástico, respectivamente.

Tabla 7. Propiedades mecánicas de tracción para los aceros MNi tratados isotérmicamente y revenidos a 600°C . Límite elástico

($R_{0,2}$); Resistencia (R_m); Alargamiento (A); Estricción o reducción de área (Z).

Acero	$R_{0,2}$ (Mpa)	R_m (Mpa)	A%	Z%
MN4	760	905	15.0	49.2
MN5	816	958	17.1	50.5
MN6	847	997	14.5	53.4
MN7	848	960	13.1	49.8

- 5 No se debe olvidar que la más baja resistencia del acero MN4 viene compensada por una tenacidad más alta. Finalmente, el acero MN4 tratado isotérmicamente, pero sin revenido posterior, dio valores de 954 MPa y 777 MPa para la resistencia y el límite elástico, respectivamente, algo superiores a los obtenidos con revenido a 600°C (Tabla 8).

Tabla 8. Propiedades mecánicas de tracción para el acero MN4 tratado isotérmicamente, sin revenido posterior.

Acero	$R_{0,2}$ (Mpa)	R_m (Mpa)	A%	Z%
MN4	777	954	15	52.5

15

- Las buenas propiedades del acero MN4 se deben, obviamente, a la excelente microestructura obtenida, que se trata de bainita inferior muy fina (Fig. 10). Además de las buenas propiedades mecánicas obtenidas en el acero MN4, es conveniente saber si este acero supone una garantía en servicio, es decir, si su microestructura es lo suficientemente estable para no sufrir modificaciones en servicio por efecto básicamente de las tensiones que pudiera soportar. La Figura 11 muestra el difractograma y el análisis correspondiente de una muestra de acero MN4 tratado isotérmicamente y sin revenido posterior. El resultado fue que

no existe austenita retenida. Este resultado es muy importante y otorga al acero MN4 una calidad microestructural superior a los aceros convencionales.

Concretamente, los datos de la composición cuantitativa de este acero fueron:

Análisis cuantitativo

Fase 1: Hierro alfa (ferrita) 96.71 %

Fase 2: Cementita

ACERO MN4

Análisis cuantitativo

Fase 1: Hierro alfa (ferrita) 96.71 %

Fase 2: Cementita 3.29 %

Estructura 1

Nombre de la fase *) Hierro alfa

Parámetro de red ($\dot{A}$) 2.8696

Estructura 2

Nombre de la fase **) Cementita

Parámetros de red

a ($\dot{A}$) 5.0750

b ($\dot{A}$) 6.7393

c ($\dot{A}$) 4.5308

10 *) gráfico inferior

**) gráfico superior

La no presencia de austenita retenida supone una ventaja frente a los aceros convencionales. La austenita retenida podría transformar a martensita cuando la pieza en servicio sufra una ligera deformación plástica, o bien cuando la misma pieza experimente un drástico enfriamiento debido a las condiciones climatológicas. En ambos casos, la tenacidad disminuiría y el material se volvería más frágil.

20

Por otra parte, el acero MN7, que contiene Ti también presentó buenos valores de tenacidad, aunque no en la misma medida que el acero MN4. La buena tenacidad del acero MN7, de

20 J a la temperatura de -23°C , se debe fundamentalmente a que el contenido de Mn es de 1.8% y las segregaciones presentes en el acero serán menores que en los aceros MN5 y MN6, pero algo superiores a las del acero MN4.

5

Finalmente, el análisis de los resultados permite establecer tres aspectos fundamentales como las causas de que el acero MN4 haya alcanzado tan buenas propiedades de tenacidad, 55 J a la temperatura ambiente, que le convierte en
10 un acero muy seguro en servicio:

A) El bajo contenido de Al no interfiere con el V y por tanto los precipitados tipo VN son muy finos y pueden servir de lugares de nucleación de la bainita.

15

B) El más bajo contenido de Mn (1.5%) respecto de los aceros convencionales (1.8%) ha reducido notablemente la segregación de este elemento y la formación durante la transformación bainítica de otras fases no convenientes (perlita, martensita), así como la presencia de austenita retenida.
20

C) Las temperaturas del tratamiento térmico son ahora más ajustadas. La temperatura de austenización (820°C) es de
25 unos 30°C superior a A_{c3} para conseguir un grano austenítico de partida lo más pequeño posible. La temperatura de transformación bainítica es ligeramente superior a la temperatura M_s con objeto de transformar toda la austenita en bainita. Este tratamiento ha
30 permitido transformar toda la austenita en bainita, sin que se haya observado la presencia de austenita retenida alguna.

De acuerdo con los resultados anteriores, el acero MN4 fue
35 el mejor de los cuatro aceros estudiados. Dado que su composición química es diferente a la composición de los

aceros actualmente normalizados, como son los aceros 35MnV7 y 42MnV7, y también los tratamientos térmicos aplicados difieren en la temperatura de austenización, en la temperatura de transformación bainítica y en la temperatura de revenido, el
5 nuevo acero se ha designado siguiendo la nomenclatura europea como el acero 38MnV6.

Las ventajas del acero 38MnV6 más importantes son:

- 10 a) El nuevo acero 38MnV6 tiene una resistencia superior a 950 MPa sin revenir y superior a 900 MPa cuando es revenido a 600°C.
- b) La temperatura de transición ITT fue de -41°C para el criterio de tenacidad de 20 J en el acero revenido y de -
15 29°C para el acero sin revenir.
- c) La tenacidad Charpy a temperatura ambiente (20°C) fue aproximadamente de 55 J con estructura bainítica revenida y 40 J sin revenir.

Los valores anteriores no son alcanzados por los aceros que
20 se fabrican actualmente, siendo la tenacidad a temperatura ambiente menor de 25 J. Por tanto, la presente invención supone una mejora considerable.

Además el nuevo acero tiene las siguientes ventajas:

- 25 - menor segregación del Mn, debido a su menor contenido, en comparación con otros aceros convencionales y por tanto la obtención de una microestructura bainítica más uniforme después del tratamiento isotérmico.
- 30 - el nuevo tratamiento isotérmico que comienza con una temperatura superior y próxima a Ac3 permite obtener un pequeño grano austenítico que favorece la formación de paquetes bainíticos pequeños y esto produce una gran mejora en
35 la tenacidad del acero.

-la temperatura de transición dúctil-frágil para el criterio de 20 J de aproximadamente -40°C para el nuevo acero, frente a -5°C de los aceros actualmente comercializados. Esto tiene por consecuencia que el nuevo acero tendrá mejor
5 comportamiento en servicio cuando las condiciones de trabajo sean más drásticas, como podrían ser las bajas temperaturas que se alcanzan en muchos lugares del planeta.

- los bajos contenidos de Al <0.010% como una mejora a
10 aportar en la calidad del acero.

- no hay necesidad del revenido en las piezas tratadas isotérmicamente, ya que así las propiedades mecánicas, en particular la tenacidad, es también muy superior a la de los
15 aceros convencionales. Esto supone un ahorro en los costos de fabricación.

REIVINDICACIONES

1. Acero bainítico caracterizado porque comprende:

- carbono: $0,38 \pm 0,03$

5 - manganeso: $1,50 \pm 0,05$

- vanadio: $0,11 \pm 0,02$

siendo las cantidades expresadas como % en peso respecto al peso total.

10 2. Acero bainítico según la reivindicación 1, caracterizado porque comprende:

- carbono: 0,38

- manganeso: 1,50

- vanadio: 0,11

15

3. Acero bainítico según la reivindicación 1 ó 2, caracterizado porque comprende además:

- aluminio $< 0,010$

siendo las cantidades expresadas como % en peso respecto al peso total.

20

4. Acero bainítico según una de las reivindicaciones 1, 2 ó 3, caracterizado porque comprende además:

- silicio: $0,25 \pm 0,05$

25 - nitrógeno: $0,0150-0,0200$

siendo las cantidades expresadas como % en peso respecto al peso total.

5. Acero bainítico según la reivindicación 1, caracterizado porque comprende:

30

- carbono: $0,38 \pm 0,03$

- manganeso: $1,50 \pm 0,05$

- vanadio: $0,11 \pm 0,02$

- silicio: $0,25 \pm 0,05$
- fósforo: menos de 0,010
- azufre $< 0,025$
- aluminio $< 0,005$

5 - nitrógeno: 0,0150-0,0200

siendo las cantidades expresadas como % en peso respecto al peso total.

6. Procedimiento para obtener una pieza con el acero definido en la reivindicación 1, caracterizado porque comprende:

- a) fabricación de un semiproducto, preferentemente en forma de barras,
- b) fabricación de la pieza a partir del semiproducto de la etapa a), y que comprende llevar a cabo al menos un tratamiento isotérmico.

7. Procedimiento según la reivindicación 6, caracterizado porque la etapa b) comprende: enfriar a temperatura ambiente e iniciar los siguientes tratamientos isotérmicos: calentamiento a una temperatura de entre 800°C y 850°C, enfriamiento rápido hasta una temperatura comprendida entre 350°C y 370°C, y mantenimiento a esta temperatura para obtener la transformación bainítica, seguido de enfriamiento al aire.

8. Procedimiento según la reivindicación 7, caracterizado porque el calentamiento es a 820°C y dura 30 minutos por cada 2,5 cm de espesor de la pieza.

9. Procedimiento según la reivindicación 6, caracterizado porque la etapa b) comprende: enfriar rápidamente la pieza hasta una temperatura comprendida entre 350°C y 370°C y mantenimiento a esta temperatura para obtener la transformación bainítica, seguido de enfriamiento al aire.

10 Procedimiento según la reivindicación 6, caracterizado porque comprende además una etapa de revenido a una temperatura de entre 500°C y 600°C.

5 11. Uso del acero definido en la reivindicación 1 en la fabricación de componentes para la industria.

12. Uso del acero definido en la reivindicación 1 en la fabricación de componentes, preferentemente, para la industria
10 de automoción.

13. Componente para la industria de automoción, caracterizado porque comprende acero como el definido en una de las reivindicaciones 1 a 5.

15

20

25

30

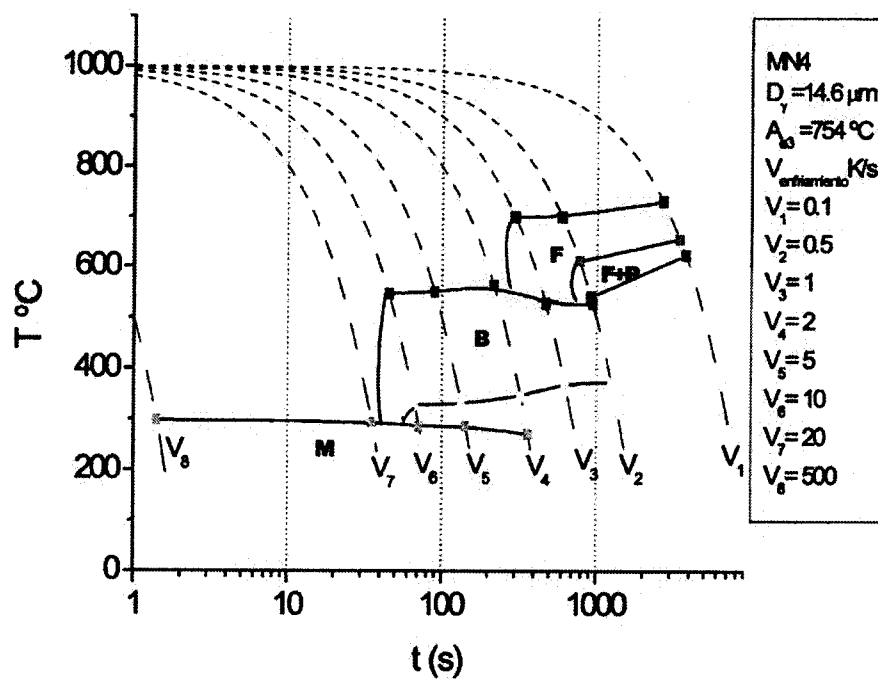


Figura 1

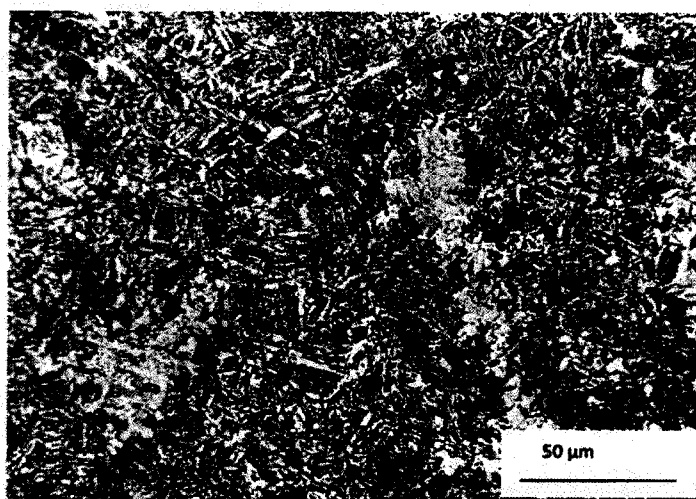


Figura 2

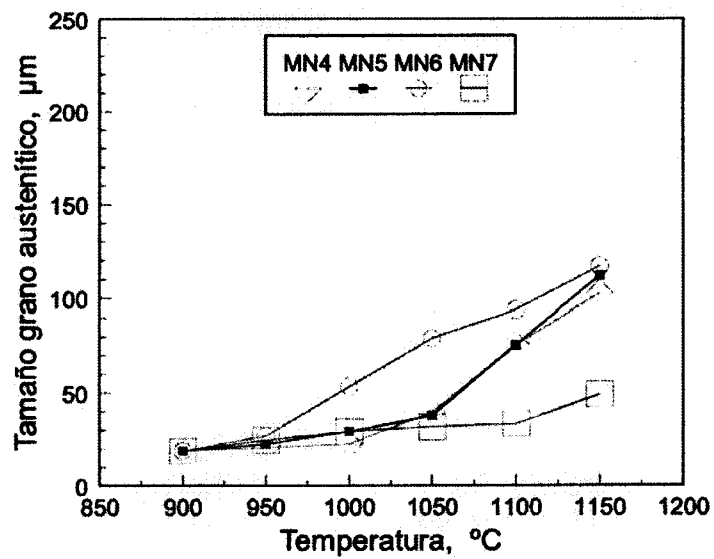


Figura 3

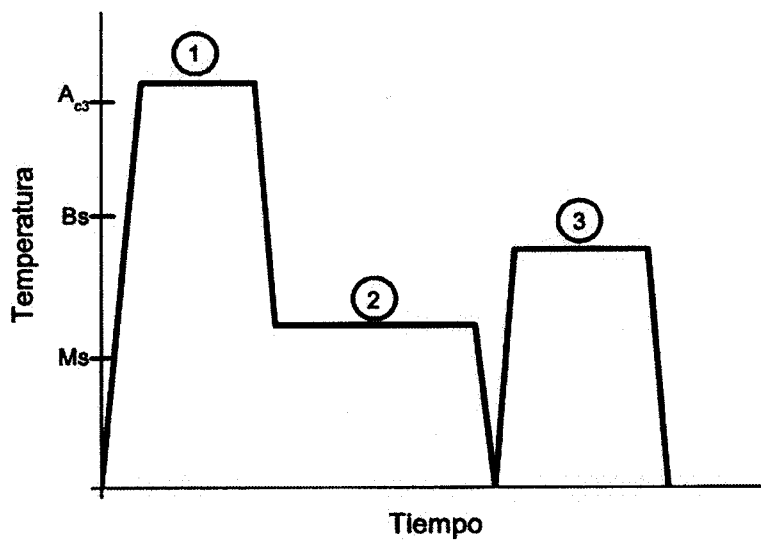


Figura 4

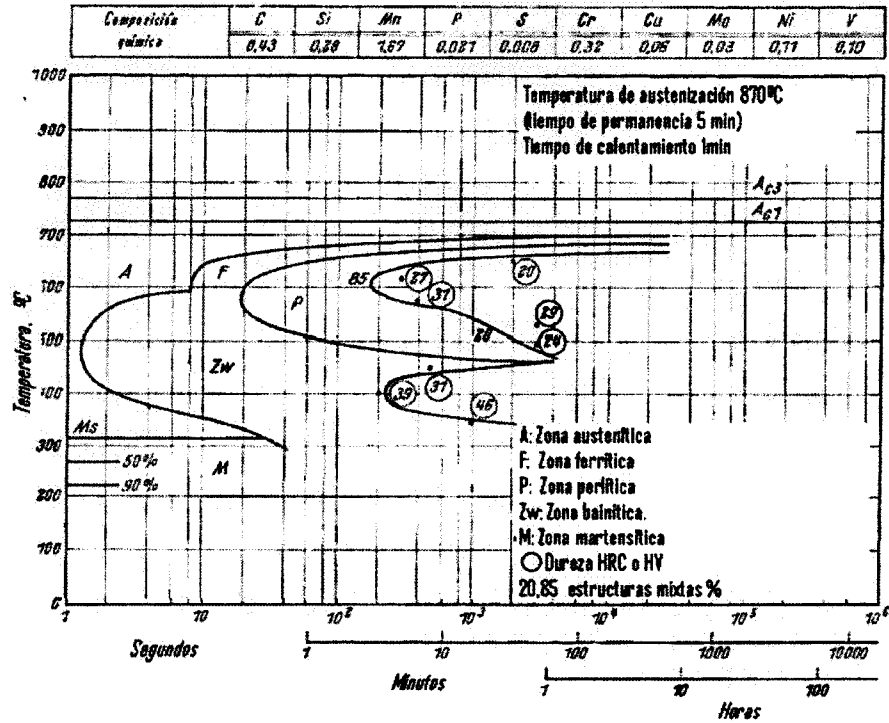


Figura 5

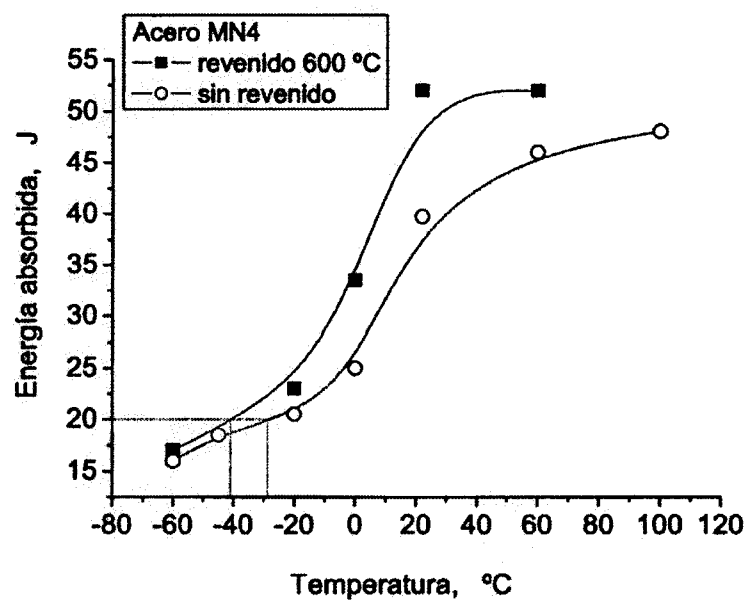


Figura 6

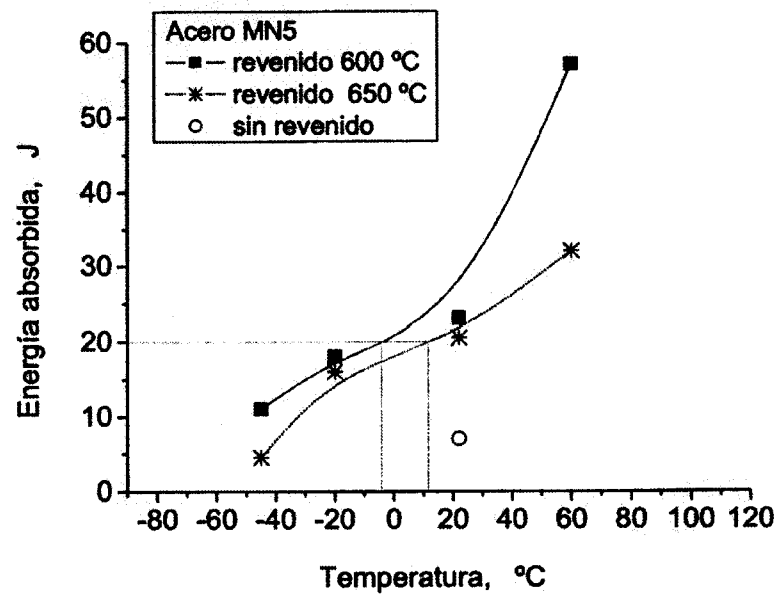


Figura 7

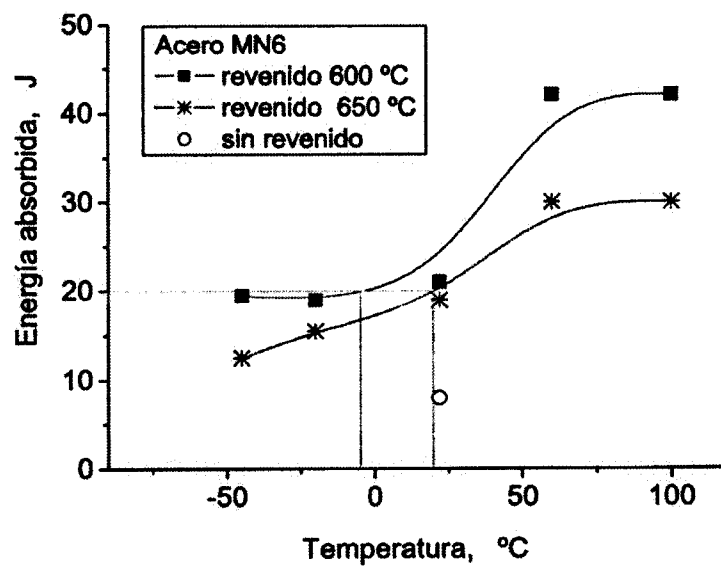


Figura 8

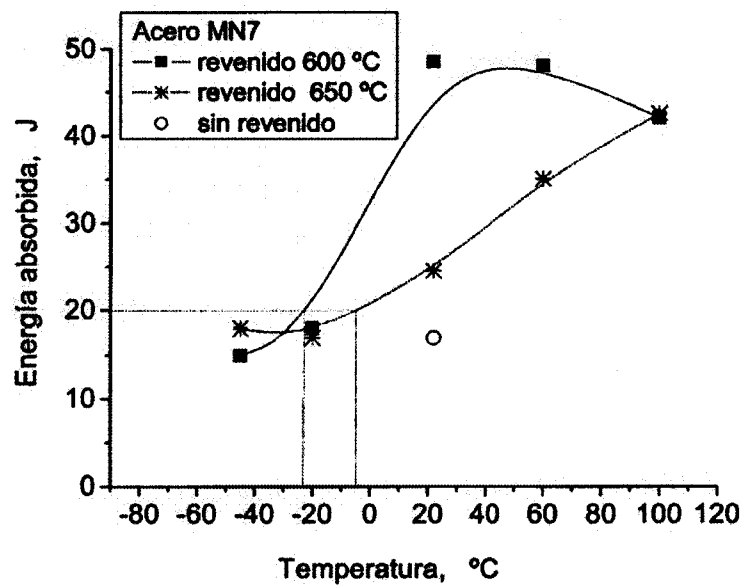


Figura 9

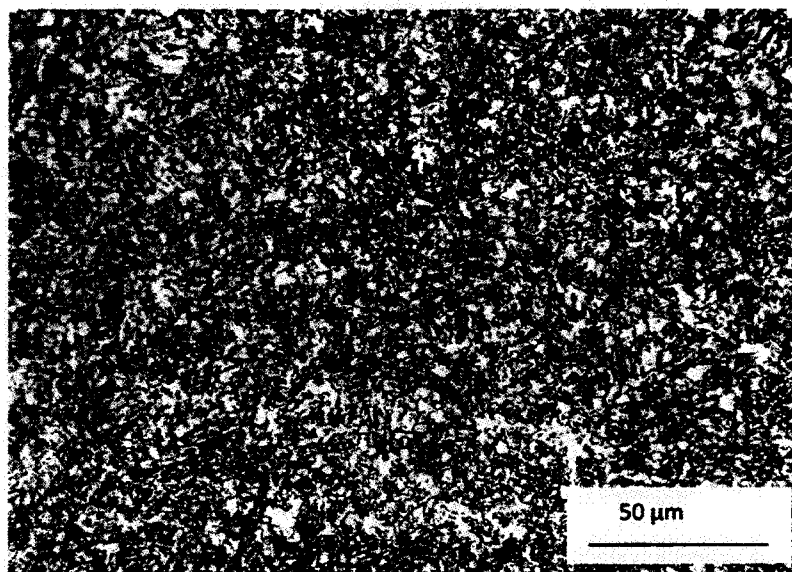


Figura 10

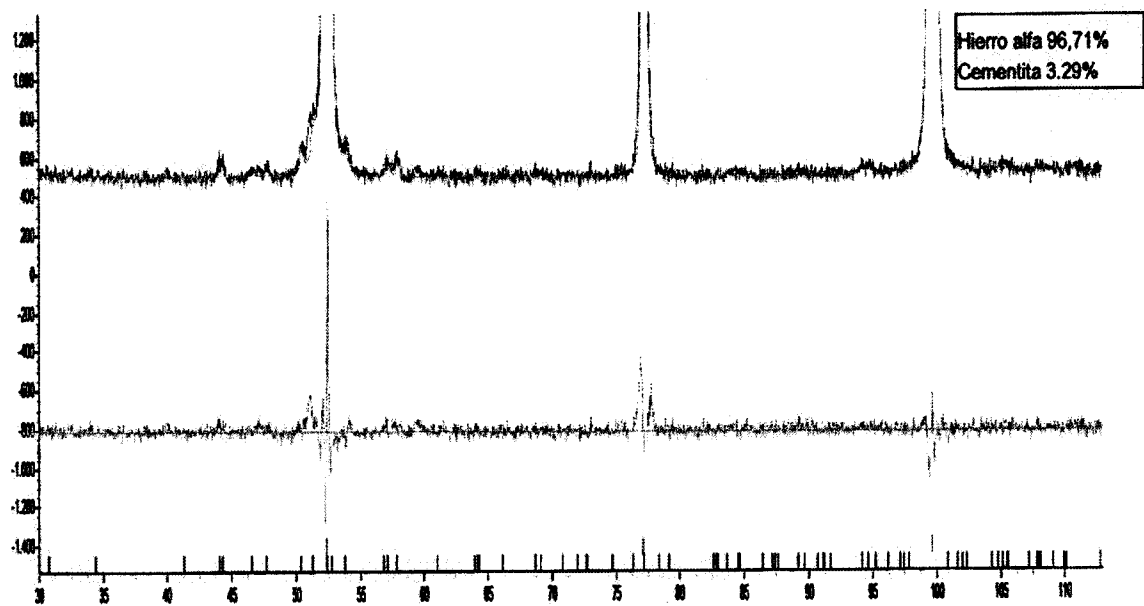


Figura 11

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/ES2012/070236

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

See extra sheet

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C, C21D

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

EPODOC, INVENES, WPI, TXTUS, TXTEP1, TXTGB1, XPESP, ALLOYS

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	ES 2159614 T3 (ASCOMETAL SA) 16.10.2001, column 2, líneas25-65.	1-13
A	ES 2217374 T3 (ASCOMETAL SA) 01.11.2004, page 3, lines 25-60.	1-13
A	US 5041167 A (MAZDA MOTOR) 20.08.1991, column 2, lines 50-55.	1-13

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.☒ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance.	
"E" earlier document but published on or after the international filing date	
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"O" document referring to an oral disclosure use, exhibition, or other means.	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
04/07/2012Date of mailing of the international search report
(24/07/2012)

Name and mailing address of the ISA/

OFICINA ESPAÑOLA DE PATENTES Y MARCAS
Paseo de la Castellana, 75 - 28071 Madrid (España)
Facsimile No.: 91 349 53 04Authorized officer
I. González Balseyro

Telephone No. 91 3496881

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/ES2012/070236

Information on patent family members

Patent document cited in the search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
ES2159614 T	16.10.2001	FR2727981 AB EP0717116 AB EP19950402754 MX9505194 A US5667605 A BR9505758 A AT202151 T DK717116 T PT717116 E GR3036386 T DE69521276 T	14.06.1996 19.06.1996 07.12.1995 31.05.1997 16.09.1997 22.04.1998 15.06.2001 01.10.2001 30.11.2001 30.11.2001 10.01.2002
----- ES2217374 T	----- 01.11.2004	EP0787812 AB EP19970400025 CA2196029 A NO970548 A JP9209086 A JP3915043B2 B CZ9700378 A CZ293691 B FR2744733 AB PL318366 A PL182920 B SI9700025 AB HU9700269 A MX9700924 A BR9700917 A US5820706 A AT262047 T DK787812 T DE69728076 T PT787812 E	06.08.1997 08.01.1997 09.08.1997 11.08.1997 12.08.1997 16.05.2007 13.08.1997 14.07.2004 14.08.1997 18.08.1997 30.04.2002 31.10.1997 28.04.1998 31.05.1998 01.09.1998 13.10.1998 15.04.2004 26.07.2004 05.08.2004 30.09.2004
----- US5041167 A	----- 20.08.1991	JP2153018 A JP7116502 B JP2096620 C	12.06.1990 13.12.1995 02.10.1996
-----	-----	-----	-----

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/ES2012/070236

CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/04 (2006.01)

C22C38/12 (2006.01)

C21D9/30 (2006.01)

INFORME DE BÚSQUEDA INTERNACIONAL

Solicitud internacional n°
PCT/ES2012/070236

A. CLASIFICACIÓN DEL OBJETO DE LA SOLICITUD

Ver Hoja Adicional

De acuerdo con la Clasificación Internacional de Patentes (CIP) o según la clasificación nacional y CIP.

B. SECTORES COMPRENDIDOS POR LA BÚSQUEDA

Documentación mínima buscada (sistema de clasificación seguido de los símbolos de clasificación)
C22C, C21D

Otra documentación consultada, además de la documentación mínima, en la medida en que tales documentos formen parte de los sectores comprendidos por la búsqueda

Bases de datos electrónicas consultadas durante la búsqueda internacional (nombre de la base de datos y, si es posible, términos de búsqueda utilizados)

EPODOC, INVENES, WPI, TXTUS, TXTEP1, TXTGB1, XPESP, ALLOYS

C. DOCUMENTOS CONSIDERADOS RELEVANTES

Categoría*	Documentos citados, con indicación, si procede, de las partes relevantes	Relevante para las reivindicaciones n°
A	ES 2159614 T3 (ASCOMETAL SA) 16.10.2001, columna 2, líneas 25-65.	1-13
A	ES 2217374 T3 (ASCOMETAL SA) 01.11.2004, página 3, líneas 25-60.	1-13
A	US 5041167 A (MAZDA MOTOR) 20.08.1991, columna 2, líneas 50-55.	1-13

☐ En la continuación del recuadro C se relacionan otros documentos ☒ Los documentos de familias de patentes se indican en el anexo

* Categorías especiales de documentos citados:	"T" documento ulterior publicado con posterioridad a la fecha de presentación internacional o de prioridad que no pertenece al estado de la técnica pertinente pero que se cita por permitir la comprensión del principio o teoría que constituye la base de la invención.
"A" documento que define el estado general de la técnica no considerado como particularmente relevante.	"X" documento particularmente relevante; la invención reivindicada no puede considerarse nueva o que implique una actividad inventiva por referencia al documento aisladamente considerado.
"E" solicitud de patente o patente anterior pero publicada en la fecha de presentación internacional o en fecha posterior.	"Y" documento particularmente relevante; la invención reivindicada no puede considerarse que implique una actividad inventiva cuando el documento se asocia a otro u otros documentos de la misma naturaleza, cuya combinación resulta evidente para un experto en la materia.
"L" documento que puede plantear dudas sobre una reivindicación de prioridad o que se cita para determinar la fecha de publicación de otra cita o por una razón especial (como la indicada).	"&" documento que forma parte de la misma familia de patentes.
"O" documento que se refiere a una divulgación oral, a una utilización, a una exposición o a cualquier otro medio.	
"P" documento publicado antes de la fecha de presentación internacional pero con posterioridad a la fecha de prioridad reivindicada.	

Fecha en que se ha concluido efectivamente la búsqueda internacional.
04/07/2012

Fecha de expedición del informe de búsqueda internacional.
24 de julio de 2012 (24/07/2012)

Nombre y dirección postal de la Administración encargada de la búsqueda internacional
OFICINA ESPAÑOLA DE PATENTES Y MARCAS
Paseo de la Castellana, 75 - 28071 Madrid (España)
N° de fax: 91 349 53 04

Funcionario autorizado
I. González Balseyro
N° de teléfono 91 3496881

INFORME DE BÚSQUEDA INTERNACIONAL

Informaciones relativas a los miembros de familias de patentes

Solicitud internacional nº

PCT/ES2012/070236

Documento de patente citado en el informe de búsqueda	Fecha de Publicación	Miembro(s) de la familia de patentes	Fecha de Publicación
ES2159614 T	16.10.2001	FR2727981 AB EP0717116 AB EP19950402754 MX9505194 A US5667605 A BR9505758 A AT202151 T DK717116 T PT717116 E GR3036386 T DE69521276 T	14.06.1996 19.06.1996 07.12.1995 31.05.1997 16.09.1997 22.04.1998 15.06.2001 01.10.2001 30.11.2001 30.11.2001 10.01.2002
----- ES2217374 T	----- 01.11.2004	EP0787812 AB EP19970400025 CA2196029 A NO970548 A JP9209086 A JP3915043B2 B CZ9700378 A CZ293691 B FR2744733 AB PL318366 A PL182920 B SI9700025 AB HU9700269 A MX9700924 A BR9700917 A US5820706 A AT262047 T DK787812 T DE69728076 T PT787812 E	06.08.1997 08.01.1997 09.08.1997 11.08.1997 12.08.1997 16.05.2007 13.08.1997 14.07.2004 14.08.1997 18.08.1997 30.04.2002 31.10.1997 28.04.1998 31.05.1998 01.09.1998 13.10.1998 15.04.2004 26.07.2004 05.08.2004 30.09.2004
----- US5041167 A	----- 20.08.1991	JP2153018 A JP7116502 B JP2096620 C	12.06.1990 13.12.1995 02.10.1996
-----	-----	-----	-----

CLASIFICACIONES DE INVENCION

C22C38/04 (2006.01)

C22C38/12 (2006.01)

C21D9/30 (2006.01)