



19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

11 Número de publicación: **2 367 452**

51 Int. Cl.:

F01L 3/02 (2006.01)

C21D 6/00 (2006.01)

C22C 38/24 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Número de solicitud europea: **07730841 .9**

96 Fecha de presentación : **22.01.2007**

97 Número de publicación de la solicitud: **1979583**

97 Fecha de publicación de la solicitud: **15.10.2008**

54

Título: **Procedimiento de fabricación de una válvula de motor de explosión, y válvula así obtenida.**

30

Prioridad: **26.01.2006 FR 06 00724**

45

Fecha de publicación de la mención BOPI:
03.11.2011

45

Fecha de la publicación del folleto de la patente:
03.11.2011

73

Titular/es: **Aubert & Duval**
Tour Maine Montparnasse, 33 Avenue du Maine
75015 Paris, FR

72

Inventor/es: **Montagnon, Jacques**

74

Agente: **Carpintero López, Mario**

ES 2 367 452 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín europeo de patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Procedimiento de fabricación de una válvula de motor de explosión, y válvula así obtenida

La invención se refiere a la siderurgia. Más concretamente, se refiere a la fabricación de válvulas de motor de explosión.

- 5 Una aplicación privilegiada de la invención es la fabricación de válvulas de admisión de motores diesel denominados "EGR" (exhaust gases recycling) en los cuales estas válvulas se ponen en contacto con gases de combustión reinyectados en la admisión para garantizar su completa combustión y la disminución de la cantidad de emisión de contaminantes.

- 10 Durante su uso, estas válvulas pueden alcanzar localmente temperaturas de 400 a 500°C y son sometidas a esfuerzos mecánicos elevados y a un entorno corrosivo. Además, los condensados que se depositan sobre las válvulas durante la parada prolongada de este tipo de motor son también muy agresivos.

En estas condiciones agresivas, los grados de aceros de carbono, aceros escasamente aleados y de aceros aleados con cromo y con silicio habitualmente usados para fabricar válvulas tienen un comportamiento insuficiente a la corrosión.

- 15 Los aceros austeníticos muy aleados ofrecen un comportamiento muy bueno a la corrosión en estas condiciones, pero su coste en material es claramente más elevado.

Asimismo, estos aceros austeníticos no se pueden endurecer por temple. Ahora bien la superficie de la válvula y el extremo de su varilla deben presentar durezas elevadas y una buena resistencia a la abrasión. Generalmente, las válvulas de acero austenítico están, de este modo, constituidas por dos o tres componentes, de los cuales:

- 20 - la superficie del asiento de válvula, realizada en una aleación de alta dureza y resistente a la corrosión, depositada por revestimiento,
- el extremo más frío de la varilla, realizado en un acero martensítico capaz de durezas elevadas por temple.

En todos los casos, esto aumenta el coste de la válvula

- 25 Asimismo, la alta estabilidad a la deformación de los aceros austeníticos no es útil a temperaturas inferiores o iguales a 500°C. Finalmente, la menor conductividad térmica de los aceros austeníticos es más bien desfavorable en servicio.

El empleo de los aceros austeníticos constituye por lo tanto una "sobrecalidad" en algunos aspectos, y presenta igualmente inconvenientes técnicos. Y el coste elevado de la aplicación de esta solución la hace globalmente insatisfactoria en el plano industrial.

- 30 El documento US-A-4 741 080 divulga un procedimiento de producción de una válvula monobloque de acero, eventualmente de acero austenítico, para motores de explosión, comprendiendo dicho procedimiento una transformación mecánica en caliente como la extrusión por forjado, seguido de un forjado de un enfriamiento al aire, y de un tratamiento térmico.

El documento JP-A-11- 217653 divulga el acero de la siguiente composición, en porcentaje ponderal: 0,25-0,50%

- 35 C, >1,0-2,5% Si, <=1,0% Mn, 10-16% Cr, 0,05-0,2% N, <=20 ppm O, resto Fe con las impurezas inevitables, con opcionalmente uno o más de los siguientes elementos <=1,0% Mo, <=1,0% V, y <=1,0% W.

- 40 Existe por lo tanto una necesidad por parte de los fabricantes de motores de disponer de un procedimiento que permita fabricar válvulas de admisión de motores diesel EGR, con propiedades mecánicas en servicio elevadas y una resistencia a la corrosión elevada, a la vez que se conserva un coste de fabricación bajo, especialmente porque sería posible realizar esta válvula en forma de una sola pieza maciza.

Con este propósito, la invención tiene por objeto un procedimiento de fabricación de una válvula monobloque de motor de explosión, caracterizado porque

- se elabora y se cuela un acero de composición, en porcentajes ponderales:

• $0,45 \% \leq C \leq 0,55 \%$

- 45 • $12 \% \leq Cr \leq 18 \%$

- $1 \% \leq \text{Si} \leq 2,5 \%$
 - trazas $\leq \text{Mn} \leq 2 \%$
 - $0,2 \% \leq \text{V} \leq 0,5\%$
 - trazas $\leq \text{Mo} \leq 0,5 \%$
- 5
- $0,05 \% \leq \text{N} \leq 0,15 \%$, con $0,55 \% \leq \text{C} + \text{N} \leq 0,70 \%$
 - trazas $\leq \text{Ni} \leq 1 \%$
 - trazas $\leq \text{Cu} \leq 0,25 \%$, o $\text{Cu} \leq 0,5 \text{ Ni}$ si $\text{Cu} > 0,25 \%$
 - trazas $\leq \text{Co} \leq 1 \%$
 - trazas $\leq \text{W} \leq 0,2 \%$
- 10
- trazas $\leq \text{Nb} \leq 0,15\%$
 - trazas $\leq \text{Al} \leq 0,025\%$
 - trazas $\leq \text{Ti} \leq 0,010\%$
 - trazas $\leq \text{S} \leq 0,030\%$
 - trazas $\leq \text{P} \leq 0,040\%$
- 15
- trazas $\leq \text{B} \leq 0,0050\%$

siendo el resto el hierro e impurezas que resultan de la elaboración;

- se le transforma termomecánicamente en caliente, por ejemplo por laminado y/o forjado entre 1.000 y 1.200°C;
- 20
- opcionalmente se realiza un recocido de adulzamiento, entre 650 y 900°C durante 2 a 8 horas seguido de un enfriamiento al aire o en el horno;
 - y se realiza el o los tratamientos térmicos o termomecánicos finales que van a conferir a la válvula su forma y/o sus propiedades definitivas, que incluye una conformación en caliente por forjado o extrusión, terminando la fabricación por un temple superficial localizado, tal como un temple HF, un temple de plasma o un choque láser, ejecutado en algunas partes de la válvula
- 25
- Preferiblemente $14 \% \leq \text{Cr} \leq 16 \%$.
- Preferiblemente $1 \% \leq \text{Si} \leq 2\%$.
- Preferiblemente $0,05 \% \leq \text{N} \leq 0,12 \%$.
- Preferiblemente, traza $\leq \text{Mn} \leq 1 \%$.
- Preferiblemente $\text{Si} \% / \text{Mn} \% \geq 1$.
- 30
- Preferiblemente $0,2 \% \leq \text{Mo} \leq 0,5 \%$.
- Preferiblemente, trazas $\leq \text{Ni} \leq 0,5 \%$.
- Preferiblemente, traza $\leq \text{Al} \leq 0,015\%$.
- Preferiblemente, trazas $\leq \text{S} \leq 0,003\%$.
- Preferiblemente, trazas $\leq \text{P} \leq 0,010\%$.
- 35
- Preferiblemente, trazas $\leq \text{B} \leq 0,0020\%$.

Dichos tratamientos térmicos o termomecánicos finales pueden incluir un temple seguido de un revenido.

Dichos tratamientos térmicos o termomecánicos finales pueden incluir un temple seguido de un mecanizado.

Las partes de la válvula concernidas por el temple superficial pueden ser el extremo de la varilla y/o la superficie del asiento.

La invención tiene asimismo por objeto una válvula monobloque de motor de explosión, caracterizada porque se ha fabricado por el procedimiento anterior.

- 5 Como se habrá entendido, la invención se basa en primer lugar en un equilibrado preciso de la composición de un acero inoxidable. Permite proporcionar a la pieza fabricada una estructura martensítica y propiedades mecánicas favorables, tras tratamientos termomecánicos adecuados, así como una resistencia a la corrosión próxima a la de los aceros inoxidables austeníticos. Esta se basa a continuación en tratamientos térmicos y mecánicos que confieren a la válvula sus propiedades significativas, y especialmente un temple superficial localizado, por ejemplo
10 (pero no exclusivamente) un temple HF, de sus partes más solicitadas que termina la fabricación.

La invención se entenderá mejor con la ayuda de la siguiente descripción, dada en referencia a:

- la figura 1 que muestra el diagrama de fases de un ejemplo de acero utilizable en la invención, en función de su contenido en Si;
- la figura 2 que muestra las propiedades mecánicas en función de la temperatura de un ejemplo de acero
15 utilizable en la invención;
- la figura 3 que muestra las propiedades mecánicas en función de la temperatura de un ejemplo de acero de referencia, no conforme a la invención.

El acero utilizado debe responder a diferentes criterios propios de la aplicación considerada, a saber la fabricación de válvulas monobloque para motores de explosión.

- 20 El volumen de metal en la varilla y la cabeza de válvula debe presentar una dureza y una resistencia a la abrasión no demasiado elevadas en lo que se refiere a la gama de acabado de las piezas (mecanizado, rectificado, pulido, ...) y una ductilidad suficiente.

Por el contrario, la superficie del asiento de válvula y el extremo de la varilla deben ofrecer una dureza y un comportamiento a la abrasión muy elevados para esto, el acero debe poder responder a un tratamiento de superficie específico, a saber un temple superficial localizado. Tal temple superficial localizado se realiza, lo más típicamente, por un procedimiento denominado "temple a alta frecuencia" o temple HF: esta operación consiste en recalentar fuertemente las únicas zonas concernidas, mediante un sistema inductivo, durante un breve instante. La superficie de las válvulas de acero martensítico, localmente reaustenizados por este "flash" térmico, experimenta a continuación un temple martensítico drástico debido al hecho que el bajo espesor superficial recalentado se enfría
25 rápidamente por conducción por el sustrato subyacente que permanece frío. En estas condiciones, las superficies tratadas por temple HF, y por consiguiente la estructura es martensítica, alcanzan fácilmente durezas de 55 a 60 HRC, que son las requeridas para la aplicación considerada. La dureza media buscada para tensiones de comportamiento al desgaste es generalmente de 58 HRC.

35 Se pueden alcanzar un resultado comparable con otros procedimientos de tratamiento de superficie consistente, como el temple HF, en un temple superficial localizado de la pieza, tales como el temple plasma o el choque láser (denominado también "laser peening").

Además de estos diferentes criterios ligados al uso de la válvula, el acero utilizado en la invención debe igualmente cumplir diferentes condiciones ligadas a la fabricación de la válvula. En efecto, la fabricación de las válvulas se lleva a cabo generalmente en dos fases principales, que imponen cada una fuertes condiciones a las propiedades y el comportamiento del metal.
40

El metalúrgico va en primer lugar, a elaborar, colar y conformar en caliente un acero de composición dada que a continuación va a entregar al fabricante de válvulas en forma de barras.

Este fabricante procede al cizallado de estas barras, operación también denominada "corte", y a continuación procede a la conformación de las válvulas, típicamente por forjado o extrusión.

- 45 Una primera exigencia es que el acero usado en la invención tenga un coste en material moderado.

Para el metalúrgico, un bajo coste en material implica en primer lugar la ausencia de adiciones consecuentes en elementos costosos tales como níquel, molibdeno, tungsteno ... y a continuación el uso de materias primas de bajo costo habitualmente disponibles en el mercado y que no necesitan una gran selección. Este último punto implica él mismo que el acero buscado pueda aceptar los elementos residuales inevitables y en contenidos variables (níquel, cobre, vanadio, molibdeno, ...) que se encuentra en las chatarras de reciclado habituales.
50

- 5 Durante la elaboración del acero, el metalúrgico debe también poder utilizar instalaciones de alto rendimiento (hornos eléctricos clásico, colada continua...) y procedimientos de elaboración sencillos y fiables. En primer lugar, en cuanto que la vía "lingote" es usada por el elaborador, el acero debe ser suficientemente poco "templante" para de este modo evitar los fenómenos de "merma" de los lingotes (fisuración superficial durante el enfriamiento), que son frecuentemente una fuente de desechos.
- 10 Para el transformador en subproductos (el laminador o el forjador por ejemplo), el acero debe ofrecer idealmente buenas propiedades de maleabilidad a alta temperatura y la ausencia de sensibilidad a la formación de grietas en caliente. En este caso, también, una baja templabilidad del acero constituye una ventaja cuando la gama de transformación incluye varias etapas intermedias de laminado o de forjado. En efecto, una baja templabilidad limita los riesgos de merma de los subproductos intermedios, favoreciendo un adulzamiento del acero por un mecanismo de auto-recocido durante la vuelta a temperatura ambiente.
- 15 Las exigencias que debe respetar a continuación el acero en el fabricante de válvulas son múltiples y generalmente inevitables, dado que las líneas de fabricación están muy integradas y automatizadas.
- El fabricante procede en un primer tiempo al cizallado de las barras, y a continuación realiza la operación propiamente dicha de conformación de las válvulas en caliente, bien por forjado, bien por extrusión.
- 20 La primera operación de cizallado supone que el metal no sea frágil, que su dureza sea poco elevada y que ofrezca un comportamiento poco abrasivo respecto de las herramientas de cizallado. En particular, los carburos bastos en el acero a cizallar son fuente de deterioro del filo de las cizallas, y por lo tanto se han de evitar.
- En la segunda operación principal de transformación en caliente de los tochos en válvulas, el metal debe responder a los siguientes criterios.
- Siendo las operaciones de transformación realizadas generalmente a las temperaturas más elevadas posibles (1150 a 1200°C), el metal debe ofrecer una buena maleabilidad a estas temperaturas.
- 25 Además, como la varilla de la válvula se deforma ligeramente poco durante esta operación, su estructura es ampliamente tributaria de la estructura de la barra inicial, y sobre todo de su evolución durante el ciclo de recalentamiento antes de la conformación de la válvula. La estructura del acero debe por lo tanto presentar una gran estabilidad respecto de los calentamientos a temperaturas elevadas (1150-1200°C).
- Después de la conformación, el fabricante procede al tratamiento térmico y al acabado completo de la válvula. El acero debe entonces responder a los tratamientos térmicos aplicados para de este modo ser conforme al pliego de condiciones del usuario.
- 30 Se pueden clasificar en dos categorías los aceros inoxidables martensíticos conocidos en la técnica anterior, estando la primera constituida por aceros basados en un contenido de carbono ($C \leq 0,1\%$), y la segunda por aceros con un contenido elevado de carbono (hasta aproximadamente el 1%).
- 35 Los aceros martensíticos inoxidables basados en carbono pueden contener típicamente hasta el 17% de cromo y ofrecen un buen comportamiento a la corrosión, que sería compatible con la aplicación privilegiada considerada para la invención. Sin embargo, estos aceros son muy templantes, sensibles a las mermas y responden difícilmente a los tratamientos de recocido que apuntan a reducir la dureza. Asimismo, como no contienen más que poco carbono, su dureza máxima en temple HF no alcanza los niveles requeridos, mientras que su bajo contenido en carburos es una limitación a su resistencia a la abrasión.
- 40 Los aceros martensíticos inoxidables con contenidos elevados de carbono conocidos en la técnica anterior ofrecen un buen comportamiento a la abrasión, tanto mejor cuanto más crece la tasa de carburo, y niveles de dureza en estado bruto de temple HF que crecen regularmente con el contenido de carbono. De manera general, los aceros aleados con carbono ven su dureza elevarse con el contenido de carbono. Un contenido mínimo de carbono del 0,45% es necesario para conferir una dureza mínima de 58 HRC al acero bruto de temple.
- 45 Existen en la técnica anterior numerosos aceros que contienen hasta el 17% de cromo y más del 0,45% de carbono que responden a varios criterios del pliego de condiciones definido anteriormente. Pero ninguno responde plenamente a este pliego de condiciones. Por ejemplo, los que contienen más del 0,5% de carbono ven su comportamiento a la corrosión reducirse muy sensiblemente, ya que el cromo, que es el elemento necesario para el comportamiento a la corrosión, es "fijado" en gran proporción por los carburos de cromos $(Fe, Cr)_7C_{3.3}$ o $(Fe, Cr)_{23}C_{6.6}$. El cromo así consumido por los carburos es "tomado" en la matriz adyacente cuyo comportamiento a la corrosión se encuentra de este modo fuertemente reducido. Asimismo, cuanto más crece el contenido de carbono, estos aceros se vuelven más frágiles en estado tratado, véase en estado ablandado.
- 50 Por otra parte, una mayoría de estos aceros carburados contienen proporciones variables de elementos que forman

carburos, tales como molibdeno, tungsteno, niobio. Aportan un sobrecoste de material inútil a la aplicación considerada.

5 Finalmente, salvo en algún caso particular, la templabilidad de los aceros inoxidables martensíticos de la técnica anterior no está adaptada a la gama y a las líneas de fabricación de las válvulas. Generalmente, los aceros muy cargados en cromo y que contienen aproximadamente el 0,5% o más de carbono ofrecen una templabilidad elevada no necesaria, incluso no deseable ya que implica añadir ciclos de recocido en la gama de fabricación. De este modo X85CrMoV 18-2, utilizado para válvulas de admisión muy solicitadas y que reclaman resistencias en caliente elevadas, contiene mucho (del 2 al 3%) de molibdeno, que es un elemento costoso. Se caracteriza por una fuerte templabilidad que es la causa de fuertes exigencias de origen termomecánica o que procede de la transformación martensítica, y de rechazos durante la fabricación de los productos intermedios por el acerista y el transformador (forjador o laminador).

10 La presente invención se basa especialmente en una adición al simple sistema hierro-cromo-carbono de vanadio y de dos elementos de muy bajo costo, silicio y nitrógeno, y esto en las siguientes proporciones (los porcentajes son porcentajes en peso):

15 C : 0,45 al 0,55%

Cr: 12 al 18%, preferiblemente 14 al 16%

Si : 1 al 2,5%, preferiblemente 1 al 2%

Mn : trazas al 2%, preferiblemente trazas al 1%, preferiblemente con $Si\%/Mn\% \geq 1$

V : 0,2 al 0,5%

20 Mo : trazas al 0,5%, preferiblemente 0,2 al 0,5%

N : 0,05 al 0,15%, con C+N comprendidos entre el 0,55 y el 0,70%

Ni : trazas al 1%, preferiblemente trazas al 0,5%

Cu : trazas al 0,25%, o $Cu \leq 0,5 \times Ni$ si $Cu > 0,25\%$

Co : trazas al 1%

25 W : trazas al 0,2%

Nb : trazas al 0,15%

Trazas $\leq Al \leq 0,025\%$, preferiblemente $\leq 0,015\%$

Trazas $\leq Ti \leq 0,010\%$

Trazas $\leq S \leq 0,030\%$, preferiblemente $\leq 0,003\%$

30 Trazas $\leq P \leq 0,040\%$, preferiblemente $\leq 0,010\%$

Trazas $\leq B \leq 0,0050\%$, preferiblemente $\leq 0,0020\%$

El hierro y las impurezas resultantes de la elaboración: complemento al 100%

La adición de silicio desempeña un papel primordial para alcanzar y ajustar todas las propiedades y comportamientos solicitados al acero. En particular, el silicio controla la templabilidad de la estructura.

35 Habitualmente, los aceros inoxidables martensíticos se clasifican en la categoría de los aceros "autotemplantes", es decir que la transformación martensítica de su estructura se obtiene fácilmente durante un enfriamiento a partir de una temperatura situada en su intervalo de austenización. En efecto, para contenidos moderados de carbono, la austenita de estos aceros, formada a alta temperatura, se puede enfriar hasta bajas temperaturas, por ejemplo 250°C, sin que sea el asiento de una transformación estructural cualquiera: está en un estado metaestable. Si se persigue el enfriamiento, la austenita metaestable se transforma bastante brutalmente en martensita, a partir de una temperatura M_s , característica de cada acero.

40 En los aceros denominados "autotemplantes", la metaestabilidad de la estructura austenítica es muy marcada, incluso en caso de bajas velocidades de enfriamiento. De este modo, con los aceros inoxidables martensíticos del sistema Fe-Cr-C con contenidos bajos o moderados de carbono, es posible obtener una transformación martensítica plena de núcleo de productos de fuerte sección, incluso en caso de enfriamientos lentos, por ejemplo

al aire en calma. Esto no es posible en los aceros al carbono del sistema Fe-C, ya que la precipitación del carburo Fe_3C es muy rápida y se produce de este modo fácilmente durante los enfriamientos efectuados a partir del intervalo austenítico. Entonces se dice que se produce la descomposición perlítica de la austenita.

5 Si ésta no se produce en los aceros inoxidable martensíticos, es porque el carburo Fe_3C no es el carburo de equilibrio termodinámico. El carburo de equilibrio de los aceros inoxidable martensíticos del sistema Fe-Cr-C es el carburo $(Fe, Cr)_{23}C_6$, y su cinética de precipitación es claramente más lenta que la del carburo Fe_3C .

10 Un fuerte poder templante es interesante en la fase de los productos acabados, cuando se busca obtener propiedades mecánicas más elevadas por tratamiento térmico del acero, pero es generalmente fuente de múltiples problemas a lo largo de toda la gama de fabricación de los productos. Se podrán mencionar las mermas de los lingotes y de subproductos, los problemas de fragilidad y de dureza excesivos, la obligación de añadir ciclos de recocido en la gama para disminuir la dureza del metal.

Todo esto es costoso en rechazos, precauciones y pesadez de la gama de fabricación, y por esto se prefiere una baja templabilidad en la fase de las fabricaciones.

15 Las composiciones de acero utilizadas en la invención, que son típicas de los aceros martensíticas inoxidable del sistema Fe-Cr-C ofrecen sin embargo, una templabilidad relativamente moderada, justo adaptada a productos acabados de pequeñas dimensiones, tales como las válvulas para motor de explosión. Es la adición de un contenido de silicio superior al 1% lo que les confiere esta propiedad. Los inventores han descubierto que el silicio provoca la precipitación estable del carburo $(Fe, Cr)_7C_3$ en un amplio intervalo de las temperaturas de austenización cuando su contenido es superior al 1%, como se ilustra en la figura 1 que representa un corte pseudobinario, en función del contenido de silicio, del diagrama de fases de una composición de acero según la invención. Los otros elementos principales son C = 0,55%; Mn = 0,5%; Cr = 15,5%; Mo = 0,3%; V = 0,3%; N = 0,1%. Este diagrama es una modelización realizada con la ayuda del software THERMOCALC y de la base de datos TCFE, que son de uso habitual en la metalurgia.

En este diagrama:

- 25 - el límite referenciado con "1" corresponde a la temperatura denominada Ae3 correspondiente al equilibrio entre el intervalo de la austenita γ y el intervalo donde coexisten la austenita γ y la ferrita α ;
- el límite referenciado por "4" corresponde a la temperatura de aparición del nitruro de vanadio VN durante el enfriamiento;
- los límites referenciados con "5" corresponden a la aparición del carburo $(Fe, Cr)_7C_3$ en la austenita;
- 30 - el límite referenciado con "6" corresponde a la temperatura denominada Ae1 correspondiente al equilibrio entre el intervalo donde coexisten la austenita γ y la ferrita α y el intervalo de la ferrita α ;
- El límite referenciado con "7" corresponden al solvus del carburo $(Fe, Cr)_{23}C_6$ que se convierte en el carburo estable, sustituyendo al carburo $(Fe, Cr)_7C_3$, por debajo del límite "5" inferior;
- El límite referenciado "8", entre los límites "1" y "6" es el solvus del nitruro Cr_2N ;

35 En el plano experimental, se han elaborado y a continuación forjado las dos siguientes composiciones, una de referencia (no conforme a la invención) de bajo contenido en silicio (A), la otra (B) representativa de los aceros utilizados en la invención, de alto contenido en silicio y al menos muy cercana de la anterior en los otros elementos. Estas dos composiciones están situadas en el diagrama de la figura 1, y se describen en la tabla 1:

Tabla 1: Composición de las muestras ensayadas

Elementos (% en peso)	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	N	W	Nb	Cu	Co	Al	Ti	S	P
A (referencia)	0,55	0,43	0,45	0,09	15,5	0,3	0,31	0,12	<0,02	<0,01	0,022	0,018	≤0,025	≤0,010	0,0016	0,0079
B	0,55	1,45	0,52	0,09	15,7	0,3	0,39	0,12	<0,02	<0,01	0,022	0,018	≤0,025	≤0,010	0,0018	0,0082

40 Se observa en particular que las dos coladas tienen un contenido en C+N del 0,67%, cercano al límite máximo de la invención (0,70%).

Los productos se forjaron a 1180°C con la ayuda de un mazo tras un calentamiento prolongado a 1180°C. El ciclo de adulzamiento aplicado a las barras forjadas fue el siguiente:

- mantenimiento isotérmico de 8 horas a 775°C;
- y enfriamiento lento en horno (menos de 40°C/h) hasta 550°C.

5 Después del forjado y la aplicación del tratamiento térmico inicial del tipo recocido de adulzamiento, estas dos composiciones se ensayaron en dilatometría, para de este modo definir sus diagramas de transformaciones metalúrgicas en enfriamiento continuo a partir de una temperatura de 1050°C, situada en su intervalo de austenización.

10 La tasa de transformación martensítica o bainítica de la composición A permanece siempre muy elevada para todas las velocidades de enfriamiento impuestas, que corresponden a enfriamientos al aire del núcleo de barras de diámetros comprendidos entre 25 y 200 mm. Este material será por lo tanto sensible a la formación de mermas en diversas fases de su conformación.

15 Por el contrario, la composición B enriquecida en silicio según la invención se transforma rápidamente a alta temperatura (entre 700 y 800°C), según una descomposición de la austenita en ferrita, carburos y nitruros. En dilatometría, la descomposición de la austenita de este acero rico en silicio se asemeja fuertemente a la transformación perlítica clásica de los aceros al carbono. Para esta composición B utilizable en la invención, la tasa residual de transformación martensítica es insignificante para todas las velocidades de enfriamiento correspondientes a un enfriamiento al aire del núcleo de barras de diámetros superiores o iguales a 50 mm, y permanece limitado al núcleo hasta el diámetro de 25 mm.

20 El riesgo de aparición de mermas en los productos es por lo tanto muy bajo durante todo el ciclo de la fabricación de las válvulas.

Asimismo, la plena transformación martensítica de la composición B de la invención sigue siendo posible mediante la aplicación de una gran velocidad de enfriamiento. Después de la disolución a 1050°C y el temple al aceite de muestras de diámetro de 20 mm, la estructura del acero B es martensítica y ofrece una dureza de 58 HRC.

25 Asimismo, es especialmente más fina y homogénea que la del acero A. Se ve en la figura 1 que en el momento del temple, los carburos (Fe, Cr)₇C₃ son los que están presentes en el acero B, mientras que son los carburos (Fe, Cr)₂₃C₆ los que están presentes en el acero A.

Las propiedades reivindicadas para las composiciones de acero utilizadas en la invención se obtienen gracias al equilibrado preciso de los elementos de aleación.

30 El carbono es el elemento esencial para conferir su dureza a la martensita, o eventualmente a la bainita formada(s) al temple. Su contenido mínimo debe ser del 0,45% para alcanzar una dureza de 58 HRC después del tratamiento térmico, pero también para alcanzar una estructura metalúrgica sin ferrita delta.

35 Su contenido máximo se limita al 0,55%. Más allá el carbono forma una cantidad demasiado grande de carburos de cromo, fragilizante e inútil para la aplicación, incluso perjudicial en el caso de carburos macizos procedentes de la solidificación de los lingotes, mientras que la fracción de cromo "libre" en la matriz se convierte en demasiado baja para que ésta presente el comportamiento requerido a la oxidación.

40 El silicio es un elemento de adición principal de la invención. Para obtener la baja templabilidad buscada, su contenido debe ser superior al 1%, preferiblemente superior al 1,4%. Se limita al máximo del 2,5%, de manera a conservar una estructura sin ferrita estable. El silicio ofrece una segunda acción muy favorable para el empleo del acero reforzando su comportamiento a la oxidación y a la corrosión mediante el azufre: completa la acción del cromo. Constituye también un elemento de desoxidación eficaz y poco costoso. Sin embargo, el silicio reduce la temperatura de inicio de fusión (solidus) del acero, lo cual tiene como consecuencia reducir el intervalo de forjabilidad.

45 Preferiblemente, el contenido máximo de silicio se limitará al 2% cuando se busque la mejor maleabilidad a alta temperatura, es decir hasta 1200°C.

50 El cromo es un elemento esencial del acero utilizado en la invención y permite su protección respecto de los entornos de la válvula de admisión. Estos, en los motores diesel de reinyección de gases de escape están constituidos en funcionamiento por estos gases calientes oxidantes, y eventualmente sulfurantes según el contenido de azufre en el carburante. Los condensados de estos gases son igualmente corrosivos. El óxido de cromo que se forma en la superficie del acero no es realmente continuo y protector más que para un contenido mínimo medio en la matriz del acero del 12%. Se considera por lo tanto que este valor es el contenido mínimo de cromo en el marco de la invención. Teniendo en cuenta que el carbono presente en el acero fija una fracción del cromo, y que esta

fracción ya no está disponible para la formación de la película de óxido, el contenido mínimo de cromo en la composición es, sin embargo, preferiblemente del 14%.

5 El contenido máximo de cromo es dictado por el equilibrio metalúrgico del acero y, en particular, por la preocupación de obtener una estructura de matriz puramente austenítica, sin ferrita, a las temperaturas de tratamiento térmico y de transformación en caliente. Sin adición de níquel, elemento que mantiene la estructura austenítica pero que también es costoso, y en presencia de contenidos de carbono + nitrógeno del 0,55 al 0,70% como lo requiere la invención, el contenido máximo admisible de cromo es del 18%. Como se practica una adición consecutiva de silicio en la invención, y que este elemento tiene un efecto similar al cromo, es decir que favorece la aparición de la fase ferrítica, el contenido máximo de cromo se limita preferiblemente al 16%. Más allá, hay un riesgo de aparición de ferrita delta cuando los contenidos en Si son altos y los contenidos en C + N bajos.

Una adición de nitrógeno se lleva a cabo hasta un contenido máximo del 0,15%, preferiblemente hasta el 0,12% de manera a no sobrepasar el máximo de solubilidad de este elemento durante la solidificación. Esto conduciría a la formación de burbujas de gas en el metal, lo cual se traduce por la aparición de porosidades (sopladuras) en el metal solidificado.

15 El nitrógeno, poco costoso, se utiliza como adición complementaria al carbono por dos razones.

Por una parte, estabiliza la estructura austenítica entre 1000 y 1200°C aproximadamente, y puede por lo tanto sustituir en parte al carbono sin los inconvenientes de una precipitación demasiado abundante de los carburos. De este modo, gracias a la adición de nitrógeno, se puede evitar la formación de ferrita delta en un acero rico en cromo y de contenido limitado en carbono.

20 Por otra parte, el nitrógeno es beneficioso para el comportamiento a la corrosión del acero en presencia de condensados corrosivos.

Por estas dos razones, el contenido mínimo en nitrógeno es el 0,05%, y debe ser tal que $C + N \geq 0,55\%$ de manera a alcanzar un buen equilibrio de composición (ausencia de ferrita delta). Debe ser tal que $C + N \geq 0,70\%$ para que los contenidos máximos de carbono y nitrógeno tal como se definen anteriormente no sean sobrepasados.

25 Una adición de vanadio se lleva a cabo de manera a formar con el nitrógeno y el carbono precipitados de nitruro y de carburo de vanadio, estables a las temperaturas de tratamiento térmico. Esto permite limitar el crecimiento del grano de la estructura a estas temperaturas, donde se produce una recristalización del metal transformado por laminado o forjado.

30 Los nitruros y carburos de vanadio son favorables al comportamiento a la abrasión del acero, y son también conocidos por aumentar el comportamiento a la fluencia de los aceros martensíticos.

Además, la formación de nitruro de vanadio VN permite limitar la de nitruro de cromo Cr_2N que empobrece la matriz de cromo.

Estos efectos se obtienen para un contenido de vanadio comprendido entre el 0,2 y el 0,5%.

35 Una adición menor de molibdeno también se puede practicar por su efecto conocido en la técnica anterior que es contribuir a limitar la fragilidad del acero tratado para altas durezas. Un efecto significativo empieza a existir a partir del 0,2%. Un contenido máximo del 0,5% es admitido para no aumentar inútilmente el coste de materias del acero.

Estas adiciones moderadas de molibdeno y vanadio ofrecen finalmente la ventaja económica importante, durante la elaboración del acero, de permitir el uso de materias primas procedentes del reciclado de aceros que contienen estos elementos.

40 Estas materias también pueden contener otros elementos residuales, no indispensables a las propiedades del acero utilizado en la invención, y que pueden por lo tanto no estar presentes más que en estado de trazas. Los elementos metálicos residuales que se encuentran más a menudo en las cargas procedentes de aceros a reciclar son esencialmente, manganeso, níquel, cobre, tungsteno, niobio y en menor medida cobalto.

45 El manganeso está presente en la mayoría de las materias primas ferrosas que se pueden encontrar en el mercado. Es un elemento fácilmente oxidable en los hornos de elaboración como el horno de arco eléctrico, pero su eliminación deliberada y en profundidad durante la elaboración se puede revelar costosa, y no es útil en la invención. Las cargas de reciclado pueden contener ordinariamente hasta el 2%, lo cual es tolerable en el marco de la invención, y una amplia fracción se pierde de todas formas por oxidación durante la elaboración; por lo tanto es fácil contener un contenido final de manganeso al menos del 1% en los aceros utilizados en la invención, gracias a una elección juiciosa de una mezcla de materias primas adaptada a la conducción de la elaboración del acero en los hornos de las acerías.

Respecto de las propiedades buscadas para el acero utilizado en la invención, el manganeso se puede revelar nocivo a contenidos superiores al 2% ya que es conocido, de manera general, por reducir la resistencia a la oxidación y a la sulfuración, por estabilizar la austenita y por aumentar la templabilidad martensítica de los aceros. Su contenido residual máximo deberá entonces estar contenido en menos del 2% y, preferiblemente, entre trazas y el 1% lo cual es fácil y poco costoso para el acerista.

También preferiblemente, el acero utilizado en la invención contiene contenidos de manganeso y silicio tales que su relación Si%/Mn% es superior o igual a 1, ya que esta condición favorece la colabilidad del metal líquido en los refractarios de colada en presencia de una atmósfera natural.

El níquel está cada vez más presente en las materias primas ferrosas de reciclado: de este modo, es común encontrarlo en proporciones del 0,2 al 0,4%. Contrariamente al manganeso, el níquel de las materias primas se oxida poco durante la elaboración, por ejemplo en los hornos de arco eléctrico convencionales. Por lo tanto se va a encontrar casi íntegramente en el metal final.

Respecto del acero utilizado en la invención, es un elemento que aumenta fuertemente la templabilidad y que es, como tal, indeseable a contenidos superiores al 1%. Preferiblemente, estará contenido como máximo entre trazas y el 0,5%.

El cobre, como el níquel, está él también presente en las materias primas ferrosas corrientes de reciclado, en contenidos de aproximadamente el 0,1 al 0,2%, incluso hasta el 0,4% y no se elimina durante la elaboración. El cobre es conocido por degradar la forjabilidad de los aceros hierro-cromo, porque favorece la formación de una película líquida en las juntas de granos de los aceros cuando son llevados a temperaturas muy altas de la gama de transformación termomecánica. También es conocido que el níquel combate muy eficazmente este mecanismo de "licuación" intergranular estabilizando la fase austenita en detrimento de la fase líquida. Si el níquel está presente significativamente, el acero utilizado en la invención puede tolerar entonces un contenido de cobre relativamente elevado.

Por todas estas razones, el contenido máximo de cobre del acero de la invención está:

- bien, limitado como máximo al 0,25%;
- bien, si Cu > 0,25%, limitado a 0,5 veces el contenido de níquel.

El tungsteno que es un elemento costoso está presente en algunas materias primas de reciclado. A contenido bajos, el tungsteno aporta a los aceros propiedades similares a las que aporta el molibdeno. De este modo, en la técnica anterior, el tungsteno es considerado a menudo en forma de un "equivalente molibdeno" que se define por Mo (equivalente) = 0,5 veces el contenido en tungsteno, en % ponderal. Por estas razones, el acero utilizado en la invención puede contener entre 0 y 0,2% de tungsteno.

El cobalto puede excepcionalmente encontrarse en algunas materias primas específicas. Como el níquel, es poco oxidable durante elaboraciones en los hornos eléctricos de arco clásicos. Sin embargo, contrariamente al níquel, el cobalto no tiene ningún efecto nocivo sobre las propiedades y el comportamiento de las válvulas de la invención. La composición de acero utilizada en la invención puede entonces incluir hasta el 1% de cobalto, en forma de elemento residual.

El niobio es conocido por formar, a partir de muy bajos contenidos, carburos y nitruros estables que contribuyen, en los aceros, a limitar el crecimiento del grano austenítico a las temperaturas de austenización o de transformación termomecánica. El niobio puede entonces completar eficazmente la función del vanadio para el control de la dimensión de los granos en el acero utilizado en la invención. Pero el niobio también conocido por promover la precipitación de carburos y nitruros eutécticos en red fragilizante, durante la solidificación de los lingotes de acero. Por estas razones, el contenido de niobio del acero utilizado en la invención se limita al 0,15%.

Una adición de boro es posible. Se pieza que este elemento puede aportar, en algunos caso, una cohesión fuerte en las juntas de granos. Si se desea añadir, lo cual no es absoluto indispensable en el marco de la invención, su contenido debe estar comprendido entre trazas y el 0,0050%, preferiblemente entre trazas y el 0,0020%.

El aluminio y el titanio se han de evitar ya que formarían con el nitrógeno nitruros fragilizantes, por lo tanto indeseables.

El contenido de aluminio debe ser $\leq 0,025\%$, preferiblemente $\leq 0,015\%$. El contenido de titanio debe ser $\leq 0,010\%$.

Con relación al azufre, las normas relativas a este tipo de aceros toleran hasta el 0,030%. Sin embargo, un contenido máximo del 0,003% es preferido, para evitar los problemas de fragilidad intergranular y de segregaciones clásicamente ligados a la presencia de este elemento.

Con relación al fósforo, se tolera hasta el 0,040% como en las normas, pero se prefiere un contenido máximo del 0,010% por las mismas razones que para el azufre.

5 Con relación al oxígeno, la invención no tiene exigencias particulares. Salvo si se desea una limpieza inclusionaria particularmente buena, entonces uno se contenta con el contenido de oxígeno resultante naturalmente del contenido de silicio (que es generalmente el elemento desoxidante predominante) y de las condiciones de elaboración necesarias para la obtención de los contenidos apuntados para los otros elementos. Un contenido de oxígeno del orden de, 0,0050% o también menos se podrá obtener habitualmente, pero no tiene nada de imperativo en el caso general, ya que las propiedades mecánicas que se han prioritariamente de optimizar en el marco de la invención no dependen más que poco de la limpieza inclusionaria.

10 Los aceros utilizados en la invención se pueden elaborar según los procedimientos aplicables a los materiales usuales teniendo en cuenta sus particularidades. De este modo, no se pueden elaborar a vacío ya que hay que practicar una adición de nitrógeno en forma gaseosa.

15 Se podrá utilizar con este propósito un horno eléctrico, o un reactor AOD, o cualquier otro medio adaptado a la elaboración de aceros que contienen contenidos elevados de nitrógeno, incluido los procedimientos de refinado secundario por refusión con escoria electroconductora. La refusión se puede hacer, por ejemplo, con escoria consumible si se desea una gran limpieza inclusionaria.

La colada del metal se efectúa bien por la vía de lingotes, bien por la vía de colada continua.

Un tratamiento térmico de homogeneización de las estructuras de solidificación se puede realizar, si fuese necesario, a temperaturas comprendidas entre 1150 y 1225°C.

20 Estas operaciones son seguidas de una etapa de transformación termomecánica en caliente del subproducto colado, por ejemplo un forjado y/o un laminado, a temperaturas típicamente comprendidas entre 1000 y 1200°C. Un recocido se puede aplicar opcionalmente después de la transformación en caliente, si se desea ablandar al máximo la estructura para operaciones a temperatura ambiente tales como una rectificación de las barras, un mecanizado. El aduzamiento de los productos se puede realizar mediante un recocido de aduzamiento isotérmico a 25 temperaturas comprendidas entre 650 y 900°C, durante duraciones de 2 a 8 horas, seguido de un enfriamiento al aire o en el horno a la velocidad de enfriamiento del horno

A continuación el o los tratamientos térmicos o termomecánicos finales que van a conferir a las válvulas su forma y sus propiedades definitivas.

30 Se procede a partir de tochos recortados en los subproductos que resultan de la transformación en caliente y del recocido de aduzamiento eventual anteriores. Estos tochos a continuación se forjan y extruyen a alta temperatura (1150-1200° por ejemplo) para formar las válvulas. A continuación, después del enfriamiento, se procede a los tratamientos térmicos finales. Estos pueden ser un temple seguido de un revenido, o un recocido previo a un mecanizado final.

35 Se procede asimismo al final de la fabricación, a un temple superficial localizado, por ejemplo un temple HF o cualquier otro procedimiento que da resultados comparables, en zonas que deben presentar una dureza elevada: la superficie del asiento de válvula y/o el extremo de la varilla.

Un ejemplo de realización del procedimiento según la invención es el siguiente.

El acero se ha elaborado en el horno eléctrico, con la siguiente composición C:

- C = 0,510 %

40 - Mn = 0,462 %

- Si = 1,43 %

- Cr = 15,77 %

- V = 0,370 %

- Mo = 0,305 %

45 - N=0,129%

- S = 0,0019 %

- P = 0,0094 %

- Ni = 0,075 %

- W ≤ 0,020%

- Nb ≤ 0,010%

- Cu ≤ 0,02%

5 - Co = 0,017%

- Al ≤ 0,025%

- Ti ≤ 0,010%

- Fe = el resto

La suma C + N es del 0,64%, por lo tanto se sitúa en el centro de la gama de la invención.

10 A continuación se coló en lingotes y se transformó en barras de 85 mm por laminado, después del calentamiento a 1180°C.

Las barras experimentaron a continuación un recocido isotérmico de 8 horas a 880°C, y a continuación un enfriamiento en el horno hasta 550°C, temperatura a la cual las barras se sacaron del horno y se enfriaron al aire.

15 La dureza de las barras después de este aduzamiento era entonces efectivamente baja: 235 HB, es decir 22 HRC aproximadamente (no teniendo la medida HRC, a este nivel bajo de dureza, mayor significación). El límite de templabilidad de núcleo, para un enfriamiento al aire, correspondía a un diámetro de 40 mm.

20 A continuación se llevaron a cabo, a partir de las barras así obtenidas, las operaciones de conformación de la válvula, que incluyen una conformación en caliente por forjado o extrusión de todo o parte del tocho recortado en la barra. Estas fueron seguidas, en su caso, por tratamientos térmicos que adaptan las propiedades de la válvula a los deseos del cliente final.

De este modo, por ejemplo, después de una disolución a 1050°C durante 30 minutos y un enfriamiento rápido que correspondía a un diámetro de 17 mm enriado naturalmente al aire, la dureza de la estructura bainito-martensítica era de 58,5 HRC.

25 Esta dureza se puede modificar clásicamente a continuación por un tratamiento de temple y revenido. La tabla 2 muestra ejemplos de condiciones de revenido y de durezas HRC que permiten obtener en las barras anteriores

Tabla 2: Durezas HRC obtenidas en el acero C en función de las condiciones de revenido

Revenido temperatura/duración/enfriamiento	Dureza HRC
500°C/2h/Aire	57,1
525°C/2h/Aire	54,4
550°C/2h/Aire	47,4
575°C/2h/Aire	44,0
600°C/2h/Aire	41,1
625°C/2h/Aire	39,5
650°C/2h/Aire	37,5
700°C/2h/Aire	33,1
750°C/2h/Aire	29,4
800°C/2h/Aire	24,6

Finalmente, según la invención, se realizó una temple HF en el extremo de la varilla y/o la superficie del asiento de la válvula, para conferirle generalmente una dureza de 55 a 60 HRC.

Otro ejemplo de tratamiento según la invención es el siguiente:

El acero se elaboró, con la siguiente composición D:

- C = 0,470%
- Mn = 0,585%
- 5 - Si = 1,36%
- Cr = 15,40%
- V = 0,36%
- Mo = 0,31%
- N = 0,100%
- 10 - S = 0,0021%
- P = 0,0068%
- Ni = 0,08%
- W < 0,02%
- Nb < 0,01%
- 15 - Cu < 0,02%
- Co = 0,017%
- Al \leq 0,025%
- Ti \leq 0,010%
- Fe = el resto

- 20 La suma C+N es de 0,57%, por lo tanto se sitúa en la parte inferior de la gama de la composición utilizada en la invención.

El lingote colado se homogeneizó durante 8 horas a 1120°C, y a continuación se forjó con la ayuda de una maza, en una barra de sección cuadrada de 17 mm de lado, a la temperatura de 1180°C. Después de la operación de forjado, las barras se metieron en un horno a 650°C, durante un periodo de tiempo de 2 horas, para un tratamiento de aduzamiento de metal por recocido isotérmico postforjado.

- 25

En esta fase, el metal se ensayó por el ensayo de tracción “rápida” a la velocidad de deformación de 85 mm/s y a temperaturas comprendidas entre 1000 y 1230°C, para apreciar su maleabilidad en el intervalo de las temperaturas de transformación termomecánica. La maleabilidad del metal se describe por los parámetros habituales del ensayo de tracción, es decir el alargamiento a la ruptura (A %) y la reducción de sección al nivel de la ruptura (Z%). La resistencia en caliente es representada por la variable de limitación máxima a ruptura (Rm Mpa).

- 30

Las curvas de evolución de estas variables en función de la temperatura se presentan en la figura 2; la maleabilidad del acero de composición D presenta un máximo entre 1100 y 1230°C, caracterizado por los mayores valores de a y Z (%).

- 35 Por debajo de 1100°C, el crecimiento continuo de la resistencia mecánica (Rm), reduce progresivamente la plasticidad del metal.

Para esta composición D, cuya suma de los contenidos C + N se sitúa en el límite inferior de los valores según la invención, la tasa de transformación martensítica medida tras los ensayos de dilatometría realizados a diversas velocidades de enfriamiento desde la temperatura de austenización de 1050°C, se vuelve insignificante para todas las velocidades de enfriamiento inferiores o iguales a la correspondiente a un enfriamiento natural al aire del núcleo de una barra de diámetro de 600 mm aproximadamente.

- 40

Por otra parte, la martensita formada tras un enfriamiento más rápido desde 1050°C, ofrece una dureza de 57,7 HRC.

A continuación se llevaron a cabo las operaciones de conformación de la válvula.

Un revenido posterior de la estructura puramente martensítica permitía a continuación obtener una variedad muy amplia de dureza en el acero de la composición D, como se indica a continuación en la tabla 3:

Tabla 3: Durezas HRC obtenidas en el acero D en función de las condiciones de revenido.

tratamiento del revenido	Dureza HRC
500°C/2h/Aire	56,6
525°C/2h/Aire	52,3
550°C/2h/Aire	46,9
575°C/2h/Aire	43,8
600°C/2h/Aire	41,2
625°C/2h/Aire	39,6
650°C/2h/Aire	38,2
700°C/2h/Aire	32,2
750°C/2h/Aire	27,6
800°C/2h/Aire	24,5

5

Finalmente, se practicó un temple HF en el extremo de la varilla y/o la superficie del asiento de la válvula, según la invención

A título de comparación, la figura 3 presenta, de la misma manera que la figura 2, las curvas de evolución de A%, Z% y Rm en función de la temperatura para un acero E de composición no conforme a la invención:

- 10 - C = 0,837%
- Si = 0,758%
- Mn = 1,22%
- S < 0,0001%
- P = 0,016%
- 15 - Ni = 0,252%
- Cr = 17,35%
- Mo = 2,29%
- V = 0,478%
- Cu = 0,088%
- 20 - N = 0,0290%
- B = 0,0017%

siendo el resto hierro e impurezas.

- 25 Este acero E es por lo tanto un acero inoxidable martensítico al cromo-molibdeno con alto contenido de carbono del tipo X85CrMoV 18-2 anteriormente mencionado. El metal procede de un lingote de aproximadamente 1,5 tonelada de una colada industrial. Este lingote se homogeneizó a la temperatura de 1170°C, y a continuación se laminó al diámetro de 90 mm bruto, partiendo de esta temperatura. Asimismo, la barra utilizada para el ensayo se trató por recocido isotérmico a 830°C, para adulzamiento antes del descortezamiento y del corte.

La maleabilidad de este acero presenta un máximo marcado en un intervalo de amplitud limitada entre 1120 y 1200°C aproximadamente, y a continuación cae bruscamente. Este acero es por lo tanto muy sensiblemente menos tolerante que el acero D a variaciones en las condiciones de tratamiento. Sobre todo, en lo absoluto, su maleabilidad es netamente menor que la del acero D, siendo sus valores máximos de A% y Z% muy inferiores a los del acero D. De este modo, además de tener un coste de material netamente más elevado debido a la presencia masiva de molibdeno, este acero de referencia E responde sensiblemente menos bien a los problemas técnicos planteados que los aceros utilizados en el marco de la invención.

REIVINDICACIONES

1.- Procedimiento de fabricación de una válvula monobloque de motor de explosión, **caracterizado porque**

- se elabora y se cuela un acero de composición, en porcentajes ponderales:

• $0,45 \% \leq C \leq 0,55 \%$

5 • $12 \% \leq Cr \leq 18 \%$

• $1 \% \leq Si \leq 2,5 \%$

• trazas $\leq Mn \leq 2 \%$

• $0,2 \% \leq V \leq 0,5\%$

• trazas $\leq Mo \leq 0,5 \%$

10 • $0,05 \% \leq N \leq 0,15 \%$, con $0,55 \% \leq C + N \leq 0,70 \%$

• trazas $\leq Ni \leq 1 \%$

• trazas $\leq Cu \leq 0,25 \%$, o $Cu \leq 0,5 Ni$ si $Cu > 0,25 \%$

• trazas $\leq Co \leq 1 \%$

• trazas $\leq W \leq 0,2 \%$

15 • trazas $\leq Nb \leq 0,15\%$

• trazas $\leq Al \leq 0,025\%$

• trazas $\leq Ti \leq 0,010\%$

• trazas $\leq S \leq 0,030\%$

• trazas $\leq P \leq 0,040\%$

20 • trazas $\leq B \leq 0,0050\%$

siendo el resto hierro e impurezas que resultan de la elaboración;

- se le transforma termomecánicamente en caliente, por ejemplo por laminado y/o forjado entre 1.000 y 1.200°C;

25 - opcionalmente se realiza un recocido de aduzamiento, entre 650 y 900°C durante 2 a 8 horas seguido de un enfriamiento al aire o en el horno;

- y se realiza el o los tratamientos térmicos o termomecánicos finales que van a conferir a la válvula su forma y/o sus propiedades definitivas, que incluye una conformación en caliente por forjado o extrusión, terminando la fabricación por un temple superficial localizado, tal como un temple HF, un temple de plasma o un choque láser, ejecutado en algunas partes de la válvula

30 2.- Procedimiento según la reivindicación 1, **caracterizado porque** $14 \% \leq Cr \leq 16 \%$.

3.- Procedimiento según la reivindicación 1 o 2, **caracterizado porque** $1 \% \leq Si \leq 2\%$.

4.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, **caracterizado porque** $0,05 \% \leq N \leq 0,12 \%$.

5.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, **caracterizado porque**, traza $\leq Mn \leq 1 \%$.

6.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, **caracterizado porque** $Si \% / Mn \% \geq 1$.

35 7.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, **caracterizado porque** $0,2 \% \leq Mo \leq 0,5 \%$.

8.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 7, **caracterizado porque** trazas $\leq Ni \leq 0,5 \%$.

9.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, **caracterizado porque** traza $\leq Al \leq 0,015\%$.

- 10.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 9, **caracterizado porque** trazas $\leq S \leq 0,003\%$.
- 11.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 10, **caracterizado porque** trazas $\leq P \leq 0,010\%$.
- 12.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11, **caracterizado porque** trazas $\leq B \leq 0,0020\%$.
- 5 13.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 12, **caracterizado porque** dichos tratamientos térmicos o termomecánicos finales pueden incluir un temple seguido de un revenido.
- 14.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 12, **caracterizado porque** Dichos tratamientos térmicos o termomecánicos finales pueden incluir un temple seguido de un mecanizado.
- 15.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 14, **caracterizado porque** Las partes de la válvula concernidas por el temple superficial pueden ser el extremo de la varilla y/o la superficie del asiento.
- 10 16.- Válvula monobloque de motor de explosión, **caracterizada porque** se ha fabricado por el procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 15.

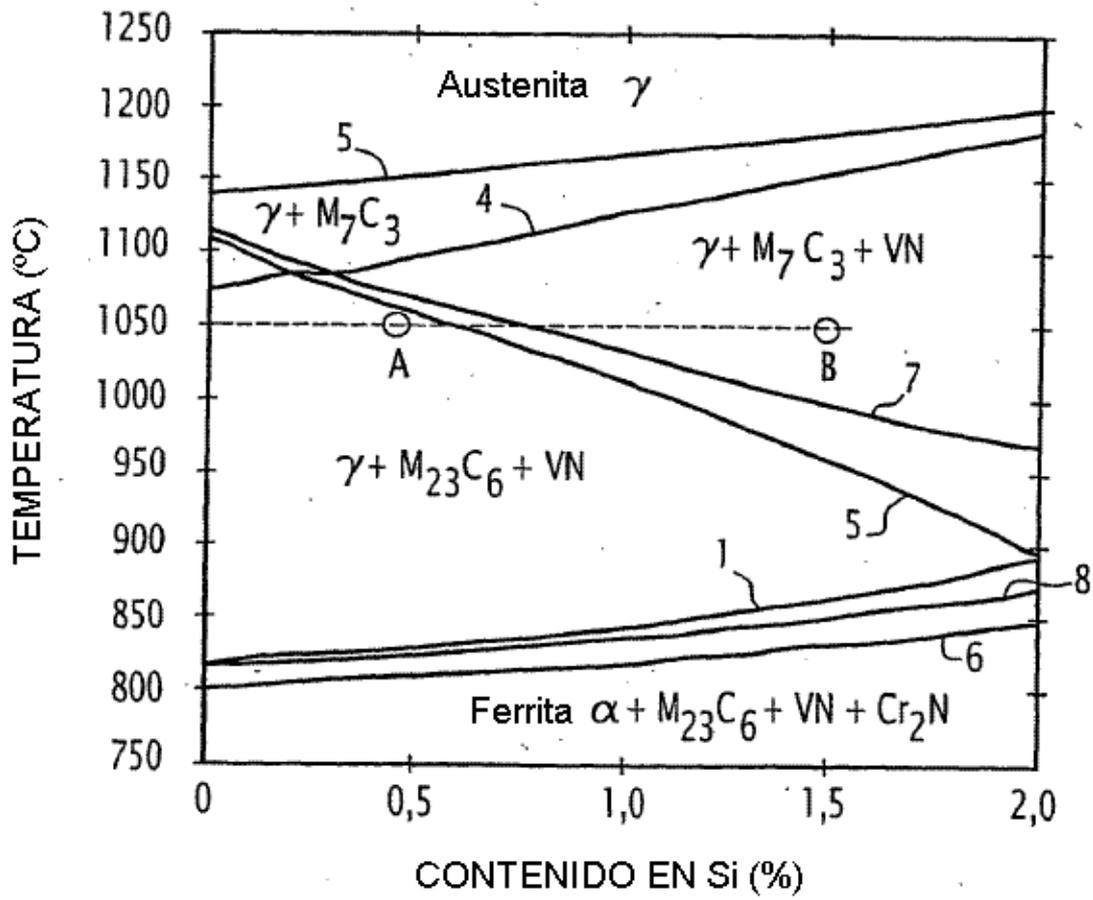


FIG.1

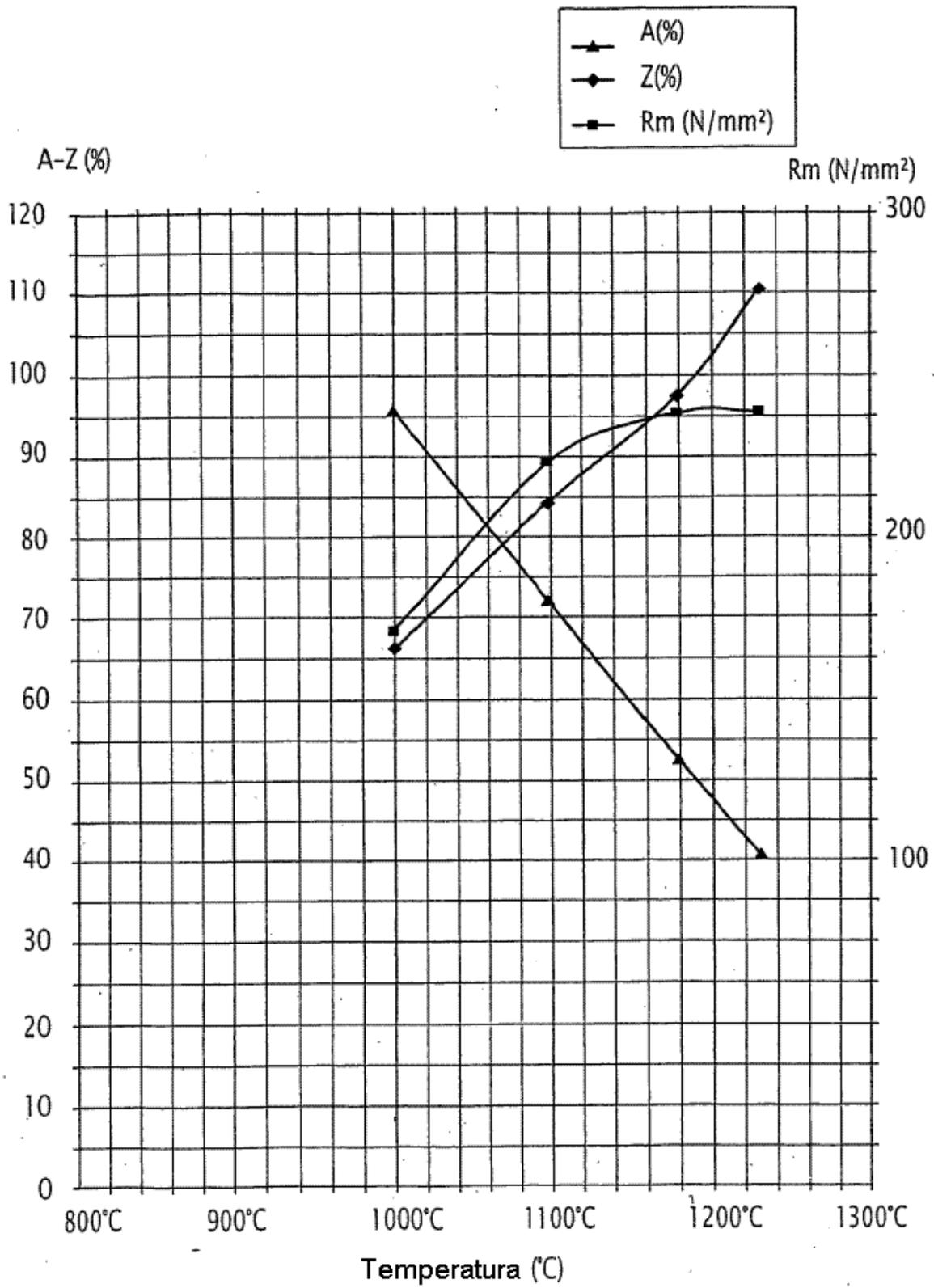


FIG.2

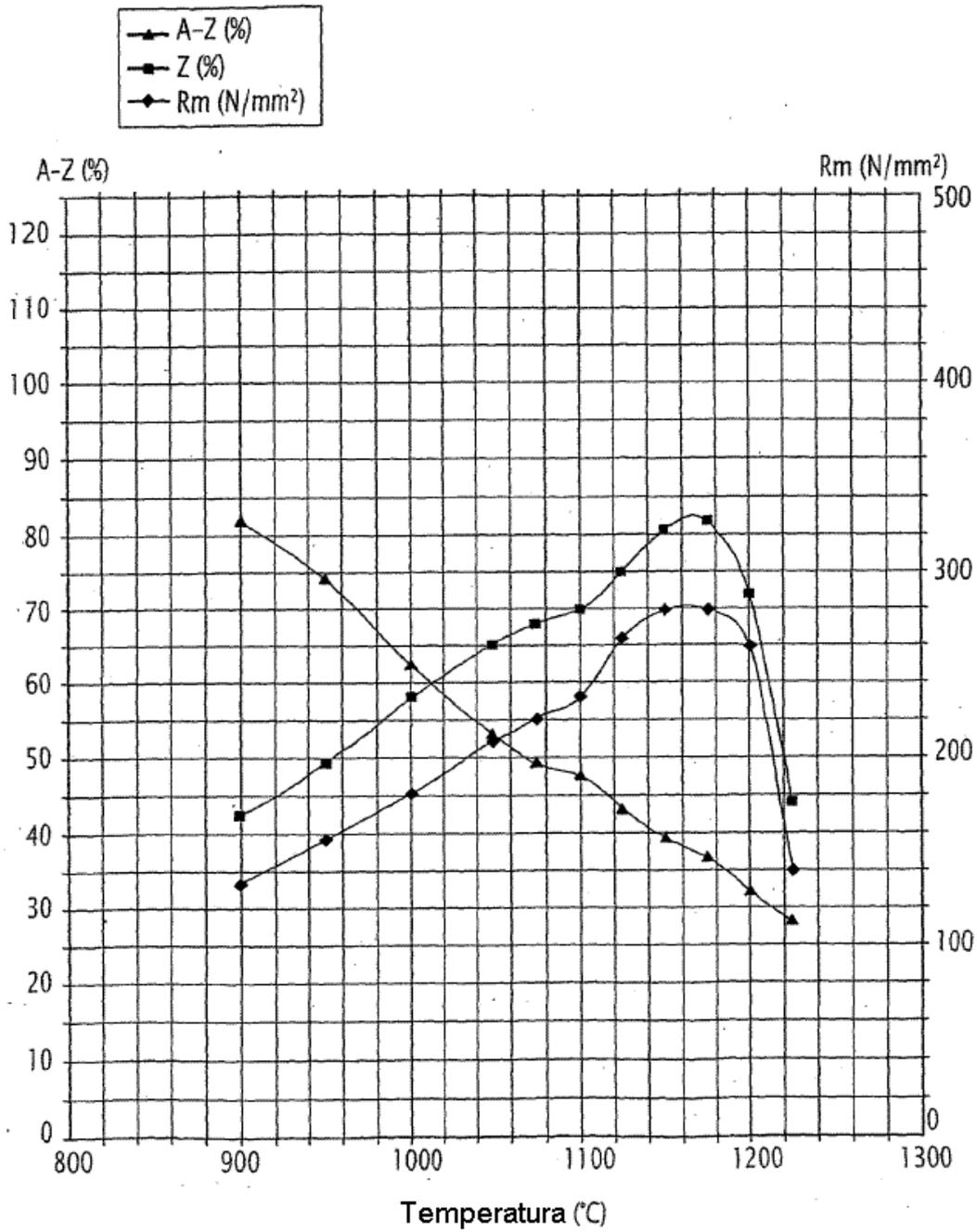


FIG.3