

República Federativa do Brasil
Ministério do Desenvolvimento, Indústria
e do Comércio Exterior
Instituto Nacional da Propriedade Industrial

(21) **PI0706849-2 A2**

(22) Data de Depósito: 22/01/2007
(43) Data da Publicação: 12/04/2011
(RPI 2101)



(51) *Int.Cl.:*
F01L 3/02
C21D 6/00
C22C 38/24

(54) Título: **PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE UMA VÁLVULA MONOBLOCO DE MOTOR A EXPLOSÃO E VÁLVULA MONOBLOCO DE MOTOR À EXPLOSÃO**

(30) Prioridade Unionista: 26/01/2006 FR 0600724

(73) Titular(es): Aubert & Duval

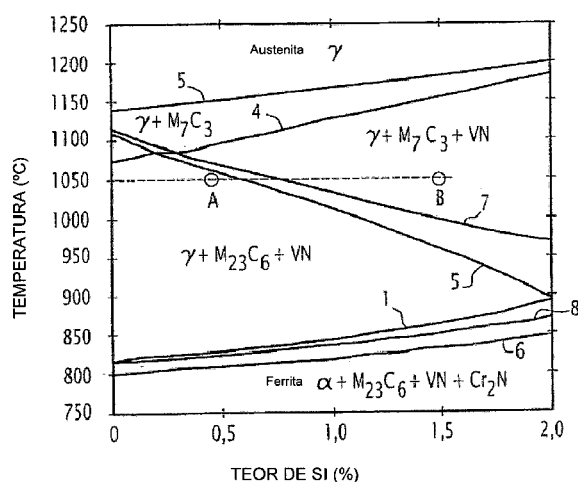
(72) Inventor(es): JACQUES MONTAGNON

(74) Procurador(es): Artur Francisco Schaal

(86) Pedido Internacional: PCT FR2007000121 de 22/01/2007

(87) Publicação Internacional: WO WO 2007/085720de
02/08/2007

(57) Resumo: PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE UMA VÁLVULA MONOBLOCO DE MOTOR A EXPLOSÃO E VÁLVULA MONOBLOCO DE MOTOR À EXPLOSÃO A presente invenção refere-se a um processo de fabricação de uma válvula monobloco de motor a explosão, caracterizado pelo fato de: - se elaborar e se fundir um aço de composição, em porcentagens ponderais $0,45\% \geq 0,55\%$; $12\% \geq \text{Cr} \geq 18\%$; $1\% \geq \text{Si} \geq 2,5\%$; $\text{traços} \geq \text{Mn} \geq 2\%$; $0,2\% \geq \text{V} \geq 0,5\%$; $\text{traços} \geq \text{Mo} \geq 0,5\%$; $0,05\% \geq \text{N} \geq 0,15\%$, com $0,55\% \geq \text{N} \geq 0,70\%$; $\text{traços} \geq \text{Ni} \geq 1\%$; $\text{traços} \geq \text{Cu} \geq 0,25\%$, ou $\text{Ou} \geq 0,5 \text{ Ni}$ se $\text{Cu} > 0,25\%$; $\text{traços} \geq 1\%$; $\text{traços} \geq \text{W} \geq 0,2\%$; $\text{traços} \geq \text{Nb} \geq 0,15\%$; $\text{traços} \geq \text{Al} \geq 0,025\%$; $\text{traços} \geq \text{Ti} \geq 0,010\%$; $\text{traços} \geq \text{S} \geq 0,030\%$; $\text{traços} \geq \text{P} \geq 0,040\%$; $\text{traços} \geq \text{B} \geq 0,0050\%$; sendo o resto ferro e impurezas resultantes da elaboração; esse aço é transformado termomecanicamente a quente, por exemplo por laminagem e/ou forjamento entre 1.000 e 1.200 ° C; opcionalmente realiza-se rerecizimento de amaciamento, entre 650 e 90000 durante 2 a 8 h seguido de um resfriamento ao ar ou no forno; e realizam-se o ou os tratamentos térmicos ou termomecânicos finais que vão conferir à válvula sua forma e /ou suas propriedades definitivas, que compreende uma modelagem a quente por forjamento ou extrusão, terminando a fabricação por uma têmpera superficial localizada, tal como uma têmpera HF, uma têmpera plasma ou um choque a laser, executada em certas partes da válvula. Válvula monobloco de motor a explosão, obtida por esse processo.





**"PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE UMA VÁLVULA MONOBLOCO DE
MOTOR A EXPLOSÃO E VÁLVULA MONOBLOCO DE MOTOR À
EXPLOSÃO"**

CAMPO DA INVENÇÃO

5 A presente invenção se refere ao campo da siderurgia. Mais precisamente, ela trata da fabricação de válvulas de motor a explosão.

ANTECEDENTES DA INVENÇÃO

Uma aplicação privilegiada da presente invenção é a fabricação de válvulas de admissão de motores a diesel chamados "EGR" (exhaust gases
10 recyling) nos quais essas válvulas são postas em contato com gases de combustão re-injetados na admissão para assegurar sua completa combustão e a diminuição da quantidade de descargas poluentes.

Durante seu uso, essas válvulas podem atingir localmente temperaturas de 400 a 500°C e estão submetidas a solicitações mecânicas
15 elevadas em um ambiente corrosivo. Além disso, os condensados que se depositam nas válvulas durante a parada prolongada desse tipo de motor são também muito agressivos.

Nessas condições agressivas, os graus de aço carbono, de aços de pouca liga e de aços com ligas de cromo e de silício habitualmente
20 utilizados para fabricar válvulas possuem uma resistência insuficiente à corrosão.

Os aços austeníticos com muita liga oferecem uma resistência muito boa à corrosão nessas condições, mas seu custo de material é nitidamente mais elevado.

25 Além disso, esses aços austeníticos não podem ser endurecidos por têmpera. Ora, o suporte da sede da válvula e a extremidade de sua haste devem apresentar durezas elevadas e boa resistência à abrasão. Geralmente, as válvulas de aço austenítico são geralmente constituídas de dois a três

componentes, que são:

- o suporte da sede de válvula, realizado em uma liga de dureza elevada e resistente à corrosão, depositada por revestimento,

- a extremidade mais fria da haste, realizada em um aço martensítico capaz de durezas elevadas por têmpera.

Em todos os casos, isso aumenta o custo da válvula.

Além disso, a resistência elevada à fluidez dos aços austeníticos não é útil em temperaturas inferiores ou iguais a 500⁰C. E finalmente, a menor condutividade térmica dos aços austeníticos é mais desfavorável do que favorável em operação.

O uso dos aços austeníticos constitui, portanto, uma “sobrequalidade” em certos aspectos, e apresenta também alguns inconvenientes técnicos. E o custo elevado da implementação dessa solução a torna globalmente insatisfatória no plano industrial.

Existe, portanto, uma necessidade de dispor de um processo que permita fabricar válvulas de admissão de motores diesel EGR, com propriedades mecânicas elevadas quando em operação e uma elevada resistência à corrosão, conservando, ao mesmo tempo, um custo de fabricação baixo, em particular porque seria possível realizar essa válvula em forma de uma única peça maciça.

DESCRIÇÃO RESUMIDA DA INVENÇÃO

Para esse fim, a presente invenção tem por objeto um processo de fabricação de uma válvula monobloco de motor a explosão, caracterizada pelo fato de:

- se elaborar e de se fundir um aço de composição, em porcentagens ponderais:

- 0,45% < C < 0,55%

- 12% < Cr < 18%

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

sendo o resto ferro e impurezas resultantes da elaboração;

- o aço é transformado termomecanicamente a quente, por exemplo, por laminagem e/ou forjamento entre 1000 e 1200°C ;
- opcionalmente, realiza-se um rerecozimento de amaciamento, 20 entre 650 e 900°C durante 2 à 8 h, seguido de um resfriamento ao ar ou no forno;
- e realizam-se o ou os tratamentos térmicos ou termomecânicos finais que vão conferir à válvula sua forma e/ou suas propriedades definitivas, que compreendem uma moldagem a quente por forjamento ou extrusão, 25 terminando a fabricação por uma têmpera superficial localizada, tal como uma têmpera HF, uma têmpera plasma ou um choque a laser, executada em certas partes da válvula.

De preferência $14\% \leq \text{Cr} \leq 16\%$.

De preferência $1\% \leq \text{Si} < 2\%$.

De preferência $0,05\% < \text{N} \leq 0,12\%$.

De preferência, traços $< \text{Mn} < 1\%$.

De preferência $\text{Si}\% / \text{Mn}\% > 1$.

5 De preferência $0,2\% < \text{Mo} \leq 0,5\%$.

De preferência, traços $< \text{Ni} \leq 0,5\%$.

De preferência, traços $< \text{Al} < 0,015\%$.

De preferência, traços $\leq \text{S} \leq 0,003\%$.

De preferência, traços $< \text{P} < 0,010\%$.

10 De preferência, traços $\leq \text{B} < 0,0020\%$.

Os referidos tratamentos térmicos ou termomecânicos finais podem compreender uma têmpera seguida de um revenimento.

Os referidos tratamentos térmicos ou termomecânicos finais podem compreender um rerecozimento seguido de uma usinagem.

15 As partes da válvula tratadas pela têmpera superficial localizada podem ser a extremidade da haste e/ou o suporte da sede.

A presente invenção tem igualmente por objeto uma válvula monobloco de motor a explosão, caracterizada pelo fato dela ser fabricada pelo processo acima.

20 Como se pôde ver, a presente invenção repousa primeiramente em um equilíbrio preciso da composição de um aço inoxidável. Ele permite conferir à peça fabricada uma estrutura martensítica e propriedades mecânicas favoráveis após os tratamentos termomecânicos adequados, bem como uma resistência à corrosão próxima à dos aços inoxidáveis austeníticos. Ela
25 repousa a seguir em tratamentos térmicos e mecânicos que conferem à válvula duas propriedades notáveis, e em particular uma têmpera superficial localizada, por exemplo (mas não exclusivamente) uma têmpera HF, de suas partes mais solicitadas que termina a fabricação.

BREVE DESCRIÇÃO DOS DESENHOS

A presente invenção será mais bem compreendida com a descrição a seguir, dada em relação às figuras, nas quais:

- a Figura 1 mostra o diagrama de fases de um exemplo de aço utilizável na presente invenção, em função de seu teor de Si;
- a Figura 2 mostra as propriedades mecânicas em função da temperatura de um exemplo de aço utilizável na presente invenção;
- a Figura 3 mostra as propriedades mecânicas em função da temperatura de um exemplo de aço de referência, não de acordo com a presente invenção.

DESCRIÇÃO DETALHADA DA INVENÇÃO

O aço utilizado deve atender a diferentes critérios próprios ao uso considerado, ou seja, a fabricação de válvulas monobloco para motores a explosão.

O volume de metal na haste e na cabeça de válvula deve apresentar uma dureza e uma resistência à abrasão não muito elevadas considerando a variedade de acabamento das peças (usinagem, retificação, polimento, etc) e uma ductilidade suficiente.

Em compensação, o suporte da sede de válvula e a extremidade da haste devem oferecer uma dureza e uma resistência à abrasão muito elevadas: por isso, o aço deve responder a um tratamento de superfície específico, ou seja, uma têmpera superficial localizada. Essa têmpera superficial localizada é, mais classicamente, realizada por um processo denominado "têmpera sob alta frequência", ou têmpera HF. Essa operação consiste em reaquecer intensamente somente as áreas de interesse por meio de um sistema indutivo, durante por um breve período de tempo. A superfície das válvulas de aço martensítico, localmente re-austenizada por esse "flash" térmico, é submetida em seguida a uma têmpera martensítica drástica devido

ao fato da pequena espessura superficial reaquecida ser rapidamente resfriada por condução pelo substrato subjacente que permaneceu frio. Nessas condições, as superfícies tratadas por têmpera HF, e cuja estrutura é martensítica, atingem facilmente durezas de 55 a 60 HRC, que são as exigidas para a aplicação considerada. A dureza média desejada para exigências de resistência ao desgaste é mais geralmente da ordem de 58 HRC.

Pode-se atingir um resultado comparável com outros processos de tratamento de superfície que consistem, como a têmpera HF, em uma têmpera superficial localizada da peça, tais como a têmpera plasma ou o choque a laser (também chamado "laser peening").

Além desses diferentes critérios ligados ao uso da válvula, o aço utilizado na presente invenção deve também atender a diversas exigências ligadas à fabricação da válvula. De fato, a fabricação das válvulas é feita geralmente em duas fases principais, que são acompanhadas cada uma de fortes exigências quanto às propriedades e o comportamento do metal.

O metalurgista vai primeiramente elaborar, fundir e modelar a quente um aço de composição dada que ele vai a seguir entregar ao fabricante de válvulas em forma de barras.

Esse fabricante procede ao cisalhamento dessas barras, operação também chamada billeting, e procede a seguir à moldagem das válvulas, tipicamente por forjamento ou extrusão.

Uma primeira exigência é que o aço utilizado na presente invenção tenha um custo de material moderado.

Para o metalurgista, um custo de material baixo implica, em primeiro lugar, a ausência de adições consideráveis de elementos onerosos, tais como níquel, o molibdênio, o tungstênio etc. e, em segundo lugar, no uso de matérias primas de baixo custo, comumente disponíveis no mercado, e que não requerem uma seleção rigorosa. Esse último ponto implica por sua vez que

o aço procurado possa aceitar os elementos residuais inevitáveis e em teores variáveis (níquel, cobre, vanádio, molibdênio etc.) que são encontrados nas sucatas de reciclagem usais.

5 Durante a elaboração do aço, o metalurgista deve poder utilizar instalações de alto rendimento (fornos elétricos clássicos, fundição contínua) e processos de elaboração simples e confiáveis. Em primeiro lugar, quando a via “lingote” é utilizada pelo elaborador, o aço deve ser suficientemente pouco temperado de modo a evitar os fenômenos de “fenda” dos lingotes (fissurações superficiais durante o resfriamento), que são freqüentemente uma fonte de
10 refugos.

Para o transformador de semi-produtos (o laminador, ou o ferreiro, por exemplo), o aço deve idealmente fornecer boas propriedades de maleabilidade em alta temperatura e a ausência de sensibilidade à formação de rachaduras a quente. Aqui também a baixa temperabilidade do aço constitui
15 uma vantagem total quando a gama de transformação compreende várias etapas intermediárias de laminagem ou de forjamento. De fato, uma baixa temperabilidade limita os riscos de fenda dos semi-produtos intermediários, favorecendo um amaciamento do aço por um mecanismo de auto-recozimento durante retornos à temperatura normal.

20 As exigências que devem ser a seguir respeitadas pelo fabricante de válvulas são múltiplas e geralmente inevitáveis, visto que as linhas de fabricação são geralmente integradas e automatizadas.

O fabricante procede então em um primeiro momento ao cisalhamento das barras e realiza a seguir a operação propriamente dita de
25 moldagem das válvulas a quente, seja por forjamento, seja por extrusão.

A primeira operação de cisalhamento pressupõe que o metal não seja frágil, que sua dureza seja pouco elevada e que ele ofereça um comportamento pouco abrasivo para as ferramentas de cisalhamento. Em

particular, os carbonetos grosseiros no aço que vai ser cisalhado são fonte de deterioração do gume das cisalhas, e devem, portanto, ser evitados.

Na segunda operação principal de transformação a quente das peças brutas em válvula, o metal deve atender aos critérios indicados a seguir.

5 Como as operações de transformação são geralmente realizadas nas temperaturas mais elevadas possíveis (1150 à 1200 °C), o metal deve oferecer boa maleabilidade nessas temperaturas.

10 Além disso, como a haste da válvula é geralmente pouco deformada durante essa operação, sua estrutura depende amplamente da estrutura da barra inicial, e principalmente de sua evolução durante o ciclo de reaquecimento antes da moldagem da válvula. A estrutura do aço deve, portanto, apresentar grande estabilidade aos aquecimentos em temperaturas elevadas (1150-1200 °C).

15 Após a moldagem, o fabricante procede ao tratamento térmico e ao acabamento da válvula. O aço deve então responder aos tratamentos térmicos aplicados de modo a atender ao caderno de especificações técnicas do usuário.

20 Os aços inoxidáveis martensíticos conhecidos no estado da técnica podem ser classificados em duas categorias, sendo a primeira constituída de aços com baixo teor de carbono, e a segunda de aços com teores elevado de carbono (até aproximadamente 1%).

25 Os aços martensíticos com baixo teor de carbono podem conter tipicamente até 17% de cromo e oferecer boa resistência à corrosão, que seja compatível com a aplicação considerada para presente invenção. Todavia, esses aços são muito temperados, sensíveis a fendas e respondem dificilmente aos tratamentos de recozimento que visam abaixar a dureza. Além disso, como eles só contêm pouco carbono, sua dureza máxima em têmpera não atinge os níveis exigidos, enquanto seu baixo teor de carbonetos é uma limitação à sua

resistência à abrasão.

Os aços martensíveis inoxidáveis com teores elevados de carbono conhecidos no estado da técnica oferecem boa resistência à abrasão, tanto melhor à medida que a taxa de carbonetos aumenta, e níveis de dureza no estado bruto de têmpera HF que aumentam regularmente com o teor de carbono. De modo geral, os aços com liga com carbono têm sua dureza aumentada com o teor de carbono. Um teor mínimo de carbono de 0,45% é necessário para conferir uma dureza mínima de 58 HRC ao aço bruto de têmpera.

Existem no estado da técnica diversos aços que contêm até 17% de cromo e mais de 0,45% de carbono que atendem a vários critérios do caderno de especificações técnicas definido anteriormente. Mas nenhum atende inteiramente a esse caderno. Por exemplo, os que contêm mais de 0,5% de carbono têm sua resistência à corrosão muito sensivelmente diminuída, pois o cromo, que é o elemento necessário à resistência à corrosão, é “fixado” em grande proporção pelos carbonetos de cromo $(\text{Fe, Cr})_7 \text{C}_3$ ou $(\text{Fe, O})_{23} \text{CQ}$. O cromo assim consumido pelos carbonetos é “retirado” na matriz próxima cuja resistência à corrosão fica assim fortemente abaixada. Além disso, quanto mais o teor aumenta, mais esses aços se tornam frágeis no estado tratado, e mesmo no estado amaciado.

Por outro lado, uma parte predominante desses aços carbonetos contém proporções variáveis de elementos que formam carbonetos, tais como o molibdênio, o tungstênio, o nióbio. Eles fazem o aporte de uma quantidade adicional de matéria inútil na aplicação considerada.

Finalmente, salvo um caso particular, a temperabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos do estado da técnica não é apropriada à gama e às linhas de fabricação das válvulas. Geralmente, os aços muito carregados de cromo e que contêm aproximadamente 0,5% ou mais de carbono oferecem

uma temperabilidade elevada e não necessária, ou mesmo indesejada, pois isso implica em adicionar ciclos de recozimento na gama de fabricação. Assim, o aço X85CrMoV 18-2, utilizado para válvulas de admissão muito solicitadas e que exigem resistência a quente elevadas, contêm muito (2 a 3%) de molibdênio, que é um elemento caro. Ele se caracteriza por forte temperabilidade que dá origem a fortes tensões de origem termomecânica ou que provêm da transformação martensítica, e a refugos durante a fabricação dos produtos intermediários pelo azeite e o transformador (ferreiro ou laminador).

A presente invenção repousa em particular na adição ao simples sistema Ferro-Cromo-Carbono de vanádio e de dois elementos de baixíssimo custo, o silício e o nitrogênio, nas seguintes proporções (as porcentagens são porcentagens em peso):

C: 0,45 a 0,55%

Cr: 12 a 8%, de preferência 14 a 16%

Si: 1 a 2,5%, de preferência 1 a 2%

Mn: traços a 2%, de preferência traços a 1%, de preferência com $\text{Si\%/Mn\%} > 1$

V: 0,2 a 0,5%

Mo: traços a 0,5%, de preferência 0,2 a 0,5%

N: 0,05 a 0,15%, com C+N compreendido entre 0,55 e 0,70%

Ni: traços a 1%, de preferência traços a 0,5%

Cu: traços a 0,25%, ou $\text{Cu} < 0,5 \times \text{Ni}$ se $\text{Cu} > 0,25\%$

Co: traços a 1%

W: traços a 0,2%

Nb: traços a 0,15%

Traços < Al < 0,025%, de preferência < 0,015%

Traços < Ti < 0,010%

Traços < S $\leq$ 0,030%, de preferência < 0,003%

Traços < P < 0,040%, de preferência < 0,010%

Traços < B < 0,0050%, de preferência < 0,0020%

Ferro e impurezas resultantes da elaboração: complementando a

5 100%.

A adição de silício desempenha um papel primordial para atingir e ajustar todas as propriedades e comportamentos que se exige do aço. Em particular, o silício controla a temperabilidade da estrutura.

Habitualmente, os aços inoxidáveis martensíticos são
10 classificados na categoria dos aços “auto-temperados”, ou seja, a transformação martensítica de sua estrutura é muito facilmente obtida durante um resfriamento a partir de uma temperatura situada em seu domínio de austenização. De fato, para teores moderados de carbono, a austenita desses aços, formada em alta temperatura, pode ser formada até baixas temperaturas,
15 por exemplo 250° C, sem que ela seja sede de uma transmissão qualquer: ela está em um estado metastável. Continuando-se o resfriamento, a austenita se transforma de forma bastante brusca em martensita, a partir de uma temperatura M_s , característica de cada aço.

Nos aços chamados “auto-temperados”, a meta-estabilidade da
20 estrutura austenítica é muito acentuada, mesmo em casos de baixas velocidades de resfriamento. Assim, com os aços inoxidáveis martensíticos do sistema Fe-Cr com teores baixos ou moderados de carbono, é possível obter uma plena transformação martensítica no núcleo de produtos de grande seção, mesmo em casos de resfriamentos lentos, por exemplo, com ar calmo. Isso
25 não é possível nos aços com carbono do sistema Fe-C, pois a precipitação do carboneto Fe_3C é muito rápida e se produz, portanto, facilmente durante resfriamentos efetuados a partir do domínio austenítico. Diz-se então que ocorre a decomposição perlítica da austenita.

Se ela não ocorre nos aços inoxidáveis martensíticos é porque o carboneto Fe_3C não é o carboneto de equilíbrio termodinâmico. O carboneto de equilíbrio dos aços inoxidáveis martensíticos do sistema Fe-Cr-C é o carboneto $(\text{Fe}_1 \text{Cr})_{23} \text{CQ}$, e sua cinética de precipitação é nitidamente mais lenta que a do carboneto Fe_3C .

Um forte poder de têmpera é interessante no estágio dos produtos acabados, quando se procura obter propriedades mecânicas elevadas por tratamento térmico do aço, mas é geralmente fonte de múltiplos problemas ao longo da gama de fabricação dos produtos. Pode-se citar as fendas dos lingotes e semi-produtos, os problemas de fragilidade e de dureza excessivas, a necessidade de adicionar ciclos de rerecozimento na gama para diminuir a dureza do metal etc.

Tudo isso é oneroso em termos de refugos, precauções, e complicação da gama de fabricação, razões pelas quais uma baixa temperabilidade do aço é preferida no estágio das fabricações.

As composições de aço utilizadas na presente invenção, que são típicas dos aços martensíticos inoxidáveis do sistema Fe-Cr-C, oferecem, todavia uma temperabilidade relativamente moderada, apenas adaptada a produtos adaptados de pequenas dimensões, tais como as válvulas para motor a explosão. É a adição de um teor de silício superior a 1% que lhes confere essas propriedades. Os inventores constataram que o silício provoca a precipitação estável do carboneto $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{Cs}$ em um amplo domínio da temperatura de austenização quando seu teor for superior a 1%, como ilustra a Figura 1: um par pseudo-binário, em função do teor de silício, do diagrama de fases de uma composição de aço de acordo a presente invenção. Os principais elementos são C = 0,55%; Mn = 0,5%; Cr = 15,5%; Mo = 0,3%; V = 0,3%; N = 0,1%. Esse diagrama é uma modelagem realizada por meio do programa Thermocalc e da base de dados TCFE, que são de uso comum em metalurgia.

Nesse diagrama:

- o limite identificado por (1) corresponde à temperatura chamada Ae3 corresponde ao equilíbrio entre o domínio da austenita γ e o domínio em que coexistem a austenita γ e a ferrita α ;

5 - o limite identificado por (4) corresponde à temperatura de aparecimento do nitreto de vanádio VN durante o resfriamento;

- os limites identificados por (5) correspondem ao aparecimento do carboneto $(Fe, Cr)_7C_3$ na austenita;

10 - o limite identificado por (6) corresponde à temperatura chamada Ae1 que corresponde ao equilíbrio entre o domínio em que coexistem a austenita γ e a ferrita α e o domínio de a ferrita α ;

- o limite identificado por (7) corresponde ao solvus do carboneto $(Fe, Cr)_23C_6$, que se tornou o carboneto estável, em substituição ao carboneto $(Fe_1Cr)_7C_3$, abaixo do limite (5) inferior;

15 - o limite identificado por (8), entre os limites (1) e (6), é o solvus do nitreto Cr_2N .

No plano experimental, foram elaboradas e depois forjadas as duas composições indicadas a seguir, uma de referência (não de acordo com a presente invenção) com baixo teor de silício (A), a outra (B) representativa dos
20 aços utilizados na presente invenção, com teor elevado de silício e pelo menos muito próxima da anterior nos outros elementos. Essas duas composições estão situadas no diagrama da Figura 1, e estão descritas na tabela 1.

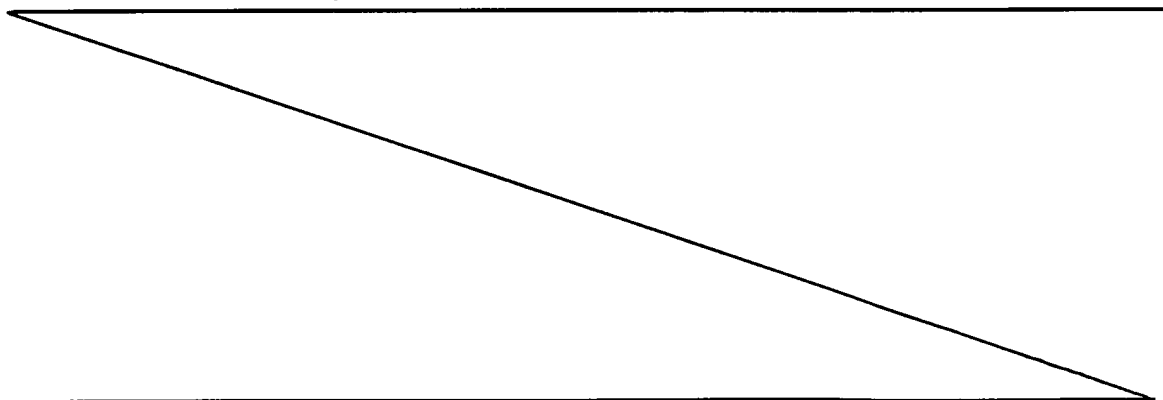


TABELA 1: COMPOSIÇÃO DAS AMOSTRAS TESTADAS

Componentes (% em peso)	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	N	W	Nb	Cu	Co	Al	Ti	S	P
Composição A (referência)	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	0,007
Composição 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	0,008

Deve-se notar em particular que as duas fundições testadas possuem um teor de C+N de 0,67%, próximo do limite máximo da presente invenção (0,70%).

Os produtos foram forjados a 1.180 °C por meio de um pilão após um forjamento prolongado a 1.180 °C. O ciclo de amaciamento aplicado às barras forjadas foi o seguinte:

- manutenção isotérmica de 8h a 775 °C;
- e resfriamento lento em forno (menos de 40°/h) até 550 °C.

Após forjamento e aplicação do tratamento térmico inicial do tipo rerecozimento de amaciamento, essas duas composições foram testadas em dilatometria, de modo a definir seus diagramas de transformações metalúrgicas de resfriamento contínuo a partir de uma temperatura de 1.050 °C, situada em seu domínio de austenização.

A taxa de transformação martensítica ou bainítica da composição A é sempre muito elevada para todas as velocidades de resfriamento impostas, que correspondem a resfriamentos por ar do núcleo de barras de diâmetros compreendidos entre 25 e 200 mm. Esse material será, portanto, sensível à formação de fendas nos diversos estágios de sua moldagem.

Em compensação, a composição B enriquecida com silício de acordo com a presente invenção se transforma rapidamente em alta temperatura (entre 700 e 800°C), através de uma decomposição da austenita em ferrita, carbonetos e nitretos. Em dilatometria, a decomposição da austenita desse aço rico em silício se assemelha muito à transformação clássica dos aços carbonos. Para essa composição B utilizável na presente invenção, a taxa residual de transformação martensítica é negligenciável para todas as velocidades de resfriamento que correspondem a um resfriamento ao ar no núcleo de barras de diâmetros superiores ou iguais a 50 mm, e permanece limitada no núcleo até o diâmetro de 25 mm.

O risco de aparecimento de fendas nos produtos é, portanto, muito pequeno durante todo o ciclo da fabricação das válvulas.

Além disso, a plena transformação martensítica da composição B da presente invenção é possível mediante aplicação de uma grande velocidade de resfriamento. Após colocação em solução a 1.050 °C e têmpera em óleo de amostras de 20 mm de diâmetro, a estrutura do aço B é martensítica e oferece uma dureza de 58 HRC. Ela é, ainda, notavelmente mais fina e homogênea que a do aço A. Pode-se ver na Figura 1 que no momento da têmpera, são os carbonetos $(Fe, Cr)_7C_3$ que estão presentes no aço B, ao passo que são os carbonetos $(Fe,Cr)_{23}C_6$ que estão presentes no aço A.

As propriedades reivindicadas para as composições de aço utilizadas na presente invenção são obtidas graças ao equilíbrio preciso dos elementos de liga.

O carbono é o elemento essencial para conferir sua dureza à martensita, ou eventualmente à bainita, formada(s) na têmpera. Seu teor mínimo deve ser de 0,45 para atingir uma dureza de 58 HRC após tratamento térmico, e também para atingir uma estrutura metalúrgica isenta de ferrita delta.

Seu teor máximo está limitado a 0,55%. Acima dessa porcentagem, o carbono forma uma quantidade muito grande de carbonetos de cromo, fragilizante e inútil para a aplicação, e mesmo nociva no caso de carbonetos maciços provenientes da solidificação dos lingotes, ao passo que a fração de cromo livre na matriz se torna muito fraca para que ela apresente a resistência necessária à oxidação.

O silício é um elemento de adição principal da presente invenção. De modo a atingir a baixa temperabilidade desejada, seu teor deve ser superior a 1%, de preferência superior a 1,4%. Ele está limitado no máximo a 2,5%, de modo a conservar uma estrutura sem ferrita estável. O silício oferece uma segunda ação muito favorável para o emprego do aço reforçando sua

resistência à oxidação e à corrosão pelo enxofre: ele completa a ação do cromo. Constitui também um elemento de desoxidação eficaz e pouco oneroso. Todavia, o silício abaixa a temperatura de início de fusão do aço, o que tem por consequência reduzir o campo de forjamento.

- 5 Preferencialmente, o teor máximo de silício será limitado a 2% quando se deseja a melhor maleabilidade em alta temperatura, ou seja, até 1.200 °C.

10 O cromo é um elemento essencial do aço utilizado na presente invenção e permite sua proteção da válvula de admissão do ambiente. Esses ambientes, nos motores a diesel com re-injeção de gases de escapamento, são constituídos em funcionamento de gases quentes oxidantes, e eventualmente sulfurantes, de acordo com o teor de enxofre no combustível. Os condensados desses gases também são corrosivos. O óxido de cromo que se forma na superfície do aço só é realmente contínuo e protetor para um teor mínimo
15 médio na matriz do aço de 12%. Considera-se, portanto, que esse valor é o teor mínimo de cromo de acordo com a presente invenção. Levando-se em conta o fato de que o carbono presente no aço fixa uma fração do cromo, e que essa fração não está, portanto, mais disponível para a formação do filme de óxido, o teor mínimo de cromo na composição é, todavia, de preferência, de
20 14%.

25 O teor máximo de cromo é ditado pelo equilíbrio metalúrgico do aço e, em particular, pela preocupação de obter uma estrutura com matriz puramente austenítica, sem ferrita, nas temperaturas de tratamento térmico e de transformação a quente. Sem adição de níquel, o elemento que mantém a estrutura austenítica, mas que é também oneroso, e em presença de teor de carbono + nitrogênio de 0,55 a 0,70 como requerido pela presente invenção, o teor máximo admissível de cromo é de 18%. Como uma adição considerável de silício é praticada na presente invenção, e esse elemento tem um efeito similar

ao cromo, ou seja, ele favorece o aparecimento da fase ferrítica, o teor máximo de cromo está preferencialmente limitado a 16%. Acima dessa porcentagem, corre-se o risco de aparecimento de ferrita delta quando os teores de Si forem elevados e os teores de C + N baixos.

5 Uma adição de nitrogênio é praticada até um teor máximo de 0,15%, preferencialmente até 0,12%, de modo a não ultrapassar o máximo de solubilidade desse elemento durante sua solidificação. Isso levaria à formação de bolhas de gás no metal, que se traduziriam pelo aparecimento de porosidades (falhas em peças fundidas) no metal solidificado.

10 O nitrogênio, pouco oneroso, é utilizado como adição complementar ao carbono por suas razões.

De um lado, ele estabiliza a estrutura austenítica entre 1.000 e 1200 °C aproximadamente, e pode, portanto, substituir parcialmente o carbono sem grandes inconvenientes de uma precipitação muito abundante de carbonetos. Assim, graças a adição de nitrogênio, pode-se evitar a formação
15 de ferrita delta em um aço rico em cromo e com teor limitado de carbono.

Por essas duas razões, o teor mínimo de nitrogênio é de 0,05%, e deve ser tal que $C + N > 0,55\%$, de modo a atingir um bom equilíbrio de composição (ausência de ferrita delta). Ele deve ser tal que $C + N < 0,70\%$
20 para que os teores máximos de carbono e nitrogênio, tais como definidos anteriormente não sejam ultrapassados.

Uma adição de vanádio é praticada de modo a formar com o nitrogênio e o carbono precipitados de nitreto e de carbonetos de vanádio, estáveis às temperaturas de tratamento térmico. Isso permite limitar o aumento
25 do grão da estrutura a essas temperaturas, em que se produz uma recristalização do metal transformado por laminação ou forjamento.

Os nitretos e carbonetos de vanádio são favoráveis à resistência à abrasão do aço, e são também conhecidos por aumentar a resistência dos

aços martensíticos à fluidez.

Além disso, a formação do nitreto de vanádio VN permite limitar a do nitreto de cromo CT_2N que empobrece a matriz em cromo.

Esses efeitos são obtidos para um teor de vanádio compreendido
5 entre 0,2 e 0,5%.

Uma adição menor de molibdênio pode também ser praticada por seu efeito, conhecido do estado da técnica, que é o de contribuir para limitar a fragilidade do aço tratado por durezas elevadas. Um efeito significativo começa a existir a partir de 0,2%. Um teor máximo de 0,5% é admitido para não
10 aumentar inutilmente o custo de material do aço.

Essas adições moderadas de molibdênio e vanádio oferecem finalmente a vantagem econômica importante, durante a elaboração do aço, de permitir o uso de matérias primas da reciclagem de aços que contêm esses elementos.

Essas matérias podem também conter outros elementos
15 residuais, não indispensáveis às propriedades do aço, e que podem, portanto, estar presentes no estado de traços. Os elementos metálicos residuais que são encontrados com mais freqüência nas cargas provenientes de aços a serem reciclados são essencialmente o manganês, o níquel, o cobre, o tungstênio, o
20 nióbio e, mais raramente, o cobalto.

O manganês está presente na maior parte dos materiais ferrosos que podem ser encontradas no mercado. É também um elemento facilmente oxidável nos fornos de elaboração como os fornos de arco elétrico, mas sua eliminação deliberada e forçada durante a elaboração pode se revelar oneroso,
25 e não ser útil na presente invenção. As cargas de reciclagem podem conter até 2% de manganês, o que é tolerável na presente invenção, e uma grande parte é de qualquer maneira perdida por oxidação durante a elaboração: é, portanto, fácil conter o teor final de manganês em menos de 1% nos aços utilizados na

presente invenção, graças a uma escolha criteriosa de uma mistura de matérias primas apropriadas para a conduta da elaboração do aço nos fornos das aciarias.

Em relação às propriedades desejadas para o aço utilizado na presente invenção, o manganês pode se mostrar nocivo em teores superiores a 2%, pois ele é conhecido, de modo geral, por reduzir a resistência à oxidação e à sulfuração, por estabilizar a austenita e por aumentar a temperabilidade martensítica dos aços. Seu teor residual máximo deverá, portanto, estar contido em menos de 2% e, preferencialmente, entre traços e 1%, o que é fácil e pouco custoso para o siderurgista.

Preferencialmente, ainda, o aço utilizado na presente invenção contém teores de manganês e silício tais que a relação $\text{Si}\% / \text{Mn}\%$ é superior ou igual 1, pois essa condição favorece a fundição dos metais líquidos nos refratários para fundição em presença de uma atmosfera natural.

O níquel está cada vez mais presente nas matérias primas ferrosas de reciclagem. Assim, é comum encontrá-lo em proporções de 0,2 a 0,4. Contrariamente ao manganês, o níquel das matérias primas é pouco oxidado durante a elaboração, por exemplo, em fornos de arco elétrico convencionais. Ele vai, portanto, ser encontrado quase integralmente no metal final.

Em relação ao aço utilizado na presente invenção, é um elemento que aumenta fortemente a temperabilidade e que é, por esse motivo, indesejável em teores superiores a 1%. Preferencialmente, ele estará contido no máximo entre traços e 0,5%.

O cobre, como o níquel, está também presente nas matérias primas ferrosas comuns de reciclagem, em teores de aproximadamente 0,1 a 0,2%, e mesmo até 0,4%, e não é eliminado durante a elaboração. O cobre é conhecido por degradar a forjabilidade dos aços ferro-cromo, porque favorece

a formação de um filme líquido nas juntas de grãos de aços quando eles são levados a temperaturas muito elevadas na gama de transformação termomecânica. Também é sabido que o níquel combate muito eficazmente esse mecanismo de “liquação” intergranular estabilizando a fase austenítica em detrimento da fase líquida. Se o níquel estiver significativamente presente, o aço utilizado na presente invenção pode, portanto, tolerar um teor de cobre relativamente elevado.

Por todas essas razões, o teor máximo de cobre do aço da presente invenção é:

- no máximo limitado a 0,25%;
- ou então, se $Cu > 0,25\%$, limitado a 0,5 vez o teor de níquel.

O tungstênio, que é um elemento caro, está presente em certas matérias primas de reciclagem. Em teores baixos, o tungstênio confere aos aços propriedades semelhantes às conferidas pelo molibdênio. Assim, no estado da técnica, o tungstênio é freqüentemente considerado na forma de um “equivalente molibdênio”, que é definido por $Mo \text{ (equivalente)} = 0,5 \text{ vez o teor de tungstênio em \% ponderal}$. Por esses motivos, o aço utilizado na presente invenção pode conter de 0 a 0,2 de tungstênio.

O cobalto pode excepcionalmente ser encontrado em certas matérias primas específicas. Como o níquel, ele é pouco oxidável nas elaborações em fornos elétricos de arco clássicos. Todavia, contrariamente ao níquel, o cobalto não tem um efeito nocivo sobre as propriedades e o comportamento das válvulas da presente invenção. A composição do aço utilizado na presente invenção pode, portanto, compreender até 1% de cobalto, em forma de elemento residual.

O nióbio é conhecido por formar, a partir de teores muito baixos, carbonetos e nitretos estáveis que contribuem, nos aços, para limitar o aumento do grão austenítico nas temperaturas de austenização ou de

transformação termomecânica. O nióbio pode, portanto, completar eficazmente o papel do vanádio para o controle do tamanho dos grãos no aço utilizado na presente invenção. Mas o nióbio é também conhecido por promover a precipitação de carbonetos e nitretos eutéticos em rede fragilizante, durante a solidificação dos lingotes de aço. Por esses motivos, o teor de nióbio do aço utilizado na presente invenção está limitado a 0,15%.

Uma adição de boro é possível. Julga-se que esse elemento pode conferir, em certos casos, uma forte coesão às juntas de grãos. Caso se queira adicioná-lo, o que não é absolutamente indispensável na presente invenção, seu teor deve estar compreendido entre traços e 0,0050%, de preferência entre traços e 0,0020%.

O alumínio e o titânio devem ser evitados pelo fato de formarem com o nitrogênio nitretos fragilizantes e, portanto, indesejáveis.

O teor de alumínio deve ser $\leq 0,025\%$, de preferência $\leq 0,015\%$.

O teor de titânio deve ser $\leq 0,010\%$.

No que diz respeito ao enxofre, as normas referentes a esse tipo de aços toleram até 0,030%. Todavia, um teor máximo de 0,003% é preferido, para evitar problemas de fragilidade intergranular e segregações classicamente ligadas à presença desse elemento.

No que diz respeito ao fósforo, tolera-se até 0,40% como nas normas, mas prefere-se um teor máximo de 0,010% pelas mesmas razões que para o enxofre.

No que diz respeito ao oxigênio, a presente invenção não tem exigências particulares. A não ser quando se deseja uma limpeza inclusionária particularmente boa, aceitam-se o teor de oxigênio que resulta naturalmente do teor de silício (que é geralmente o elemento desoxidante predominante) e as condições de elaboração necessárias à obtenção dos teores estabelecidos para os outros elementos. Um teor de oxigênio da ordem de 0,0050% ou ainda

menos poderá ser habitualmente obtido, mas nada de imperativo no caso geral, pois as propriedades mecânicas que devem prioritariamente ser otimizadas na presente invenção só dependem pouco da limpeza inclusionária.

Os aços utilizados na presente invenção podem ser elaborados com os processos aplicáveis aos materiais usuais, levando em conta suas particularidades. Assim, eles não podem ser elaborados sob vácuo, pois é preciso praticar uma adição de nitrogênio sob forma gasosa.

Será possível utilizar para esse fim um forno elétrico, ou um reator AOD, ou qualquer outro meio apropriado para a elaboração de aços que contêm teores elevados de nitrogênio, inclusive processos de afinação secundária por re-fusão sob escória eletrocondutora. A re-fusão pode ser feita, por exemplo, sob escória com eletrodo consumível, quando se busca uma grande limpeza inclusionária.

A fundição do metal é realizada por meio de lingotes, ou por fundição contínua.

Um tratamento térmico de homogeneização das estruturas de solidificação é realizável, se necessário em temperaturas compreendidas entre 1.150 e 1.225 °C.

Essas operações são seguidas por uma etapa de transformação termomecânica a quente do semi-produto fundido, por exemplo, um forjamento e/ou uma laminação em temperaturas tipicamente compreendidas entre 1.000 e 1.200 °C. Um rerecozimento é opcionalmente aplicável após a transformação a quente, quando se deseja amaciar ao máximo a estrutura para realizar operações à temperatura ambiente, tais como uma retificação das barras, uma usinagem etc. O amaciamento dos produtos é realizável por um rerecozimento de amaciamento isotérmico em temperaturas compreendidas por períodos de 2 a 8 horas, seguido de um resfriamento ao ar ou no forno a uma velocidade de resfriamento do forno.

A seguir, realizam-se o ou os tratamentos térmicos ou termomecânicos finais que levam as válvulas à sua forma e propriedades definitivas.

Isso é feito a partir das peças brutas recortadas nos semi-
5 produtos rerecozimento de amaciamento eventualmente anteriores. Essas peças brutas são a seguir forjadas ou extrudadas em alta temperatura (1.150-1.200 °C, por exemplo) para formar válvulas. A seguir, após resfriamento, são realizados os tratamentos térmicos finais. Eles podem ser uma têmpera seguida de um revenimento, ou um rerecozimento prévio a uma usinagem final.

10 Procede-se, ainda, no fim da fabricação, a uma têmpera superficial localizada, por exemplo, uma têmpera HF, ou a qualquer outro processo que dê resultados comparáveis, nas áreas que devem apresentar uma dureza elevada: o suporte da sede de válvula e/ou a extremidade da haste.

Um exemplo de realização do processo de acordo com a presente
15 invenção é o indicado a seguir.

O aço foi elaborado no forno elétrico, com a composição C a seguir:

- C = 0,510%
- Mn = 0,462%
- 20 - Si = 1,43%
- Cr = 15,77%
- V = 0,370%
- Mo = 0,305%
- N = 0,129%
- 25 - S = 0,0019%
- P = 0,0094%
- Ni = 0,075%
- W < 0,020%

- Nb < 0,010%

- Cu < 0,02%

- Co = 0,017%

- Al < 0,025%

5 - Ti < 0,010%

- Fe = o resto

A soma C + N é de 0,64%, portanto situada no meio da gama da presente invenção.

10 Ele foi a seguir fundido em lingotes e transformado em barras de 85 mm por laminagem, após aquecimento a 1.180 °C.

As barras foram a seguir submetidas a um recozimento isotérmico de 8 horas a 880 °C, seguido de resfriamento no forno até 550 °C, temperatura na qual as barras foram retiradas do forno e resfriadas ao ar.

15 A dureza das barras após esse amaciamento estava então relativamente baixa: 235 HB, ou seja, 22 HRC, aproximadamente (não tendo a medida HRC, nesse nível de dureza baixo, maior significado). O limite de temperabilidade no núcleo, para um resfriamento ao ar, corresponde a um diâmetro de 40 mm.

20 A seguir, foram realizadas, a partir das barras assim obtidas, as operações clássicas de moldagem da válvula, incluindo a moldagem a quente por forjamento ou extrusão da totalidade ou de parte da peça bruta recortada na barra. Elas foram sucedidas, se for o caso, por tratamentos térmicos, adaptando as propriedades da válvula aos desejos do cliente final.

25 Assim, após uma colocação em solução a 1.050 °C durante 30 minutos e um resfriamento rápido que corresponde a um diâmetro de 17 mm resfriado naturalmente ao ar, a dureza da estrutura bainito-martensítica foi de 58,5 HRC.

Essa dureza pode ser a seguir classicamente modificada por um

tratamento de têmpera e revenimento. A tabela 2 mostra exemplos de condições e revenimento e as durezas HRC que elas permitem obter nas barras anteriores.

TABELA 2

5 DUREZAS HRC OBTIDAS NO AÇO C EM FUNÇÃO DAS CONDIÇÕES DE REVENIMENTO.

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

Finalmente, de acordo com a presente invenção, uma têmpera HF foi praticada na extremidade da haste e/ou no suporte da sede da válvula, para lhes conferir geralmente uma dureza de 55 a 60 HRC.

Outro exemplo de tratamento de acordo com a presente invenção

10 é o seguinte:

O aço foi elaborado, com a composição D indicada a seguir:

- C = 0,470%
- Mn = 0,585%
- Si = 1,36%
- Cr = 15,40%

- Mo = 0,31%
- N = 0,100%
- S = 0,0021%
- P = 0,0068%
- Ni = 0,08%
- W < 0,02%
- Nb < 0,01%
- Cu < 0,02%
- Co = 0,017%
- Al < 0,025%
- Ti < 0,010%
- Fe = o resto

A soma C+N é de 0,57%, portanto situado na parte inferior da gama de composições utilizada na presente invenção.

O lingote fundido foi homogeneizado durante 8 horas a 1.120 °C, e depois forjado com um pilão e uma barra de seção quadrada de 17 mm de lado, a uma temperatura de 1.180 °C. Após a operação de forjamento, as barras foram enformadas em um forno a 650 °C por um período de 2 horas, para um tratamento de amaciamento do metal por recozimento isotérmico pós-forjamento.

Nesse estágio, o metal foi testado por ensaio de tração “rápida” a uma velocidade de deformação de 85 mm/s e em temperaturas compreendidas entre 1.000 e 1.230 °C, a fim de avaliar sua maleabilidade no campo das temperaturas de transformação termomecânica. A maleabilidade do metal é descrita pelos parâmetros usuais do ensaio de tração, ou seja, o alongamento na ruptura (A%) e a redução de seção no nível da ruptura (Z%). A resistência a quente é representada pela variável de tensão máxima à ruptura (Rm Mpa).

As curvas de evolução dessas variáveis em função da temperatura estão apresentadas na Figura 2; a maleabilidade do aço da

composição D apresenta um máximo entre 1.100 e 1.230 °C, caracterizado pelos maiores valores de A e de Z (%).

Aquém de 1.100 °C, o aumento contínuo da resistência mecânica (Rm) reduz progressivamente a plasticidade do metal.

5 Para essa composição D, cuja soma dos teores C + N está situada no limite inferior dos valores de acordo com a presente invenção, a taxa de transformação martensítica, medida após ensaios de dilatométrica realizados em diversas velocidades de resfriamento a partir da temperatura de austenitização de 1.050 °C, se torna desprezível para todas as velocidades de
10 resfriamento inferiores ou iguais à que corresponde a um resfriamento natural ao ar no núcleo de uma barra de diâmetro de 60 mm, aproximadamente.

Além disso, a martensita formada após um resfriamento mais rápido a partir de 1.050 °C oferece uma dureza de 57,7 HRC.

A seguir, ocorrem operações de moldagem da válvula.

15 Um revenimento ulterior da estrutura puramente martensítica permitiu obter a seguir uma variedade muito grande de durezas no aço de composição D como indicado a seguir na tabela 3:

TABELA 3

DUREZAS HRC OBTIDAS NO AÇO D EM FUNÇÃO DAS CONDIÇÕES DE REVENIMENTO

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

Finalmente, praticou-se uma têmpera HF na extremidade da haste e/ou no suporte da sede da válvula, de acordo com presente invenção.

A título de comparação, a Figura 3 apresenta, da mesma maneira que a Figura 2, as curvas de evolução de A%, Z% e Rm em função da temperatura para um aço E de composição não de acordo com a presente invenção:

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

sendo o resto ferro e impurezas.

Esse aço E é, portanto, um aço inoxidável martensítico cromo-molibdênio com teor elevado de carbono do tipo X85CrMoV 18-2 citado anteriormente. O metal é proveniente de um lingote de cerca de 1,5 tonelada de uma fundição. Esse lingote foi homogeneizado à temperatura de 1.170 °C, e depois laminado com um diâmetro 90 mm bruto, partindo dessa temperatura. Além disso, a barra utilizada para o ensaio foi tratada por recozimento isotérmico à 830 °C, para amaciamento antes de torneamento e recorte.

A maleabilidade desse aço apresenta um máximo marcado na faixa de amplitude limitada entre 1.120 e 1.200 °C, aproximadamente, e depois

cai bruscamente. Esse aço é, portanto, sensivelmente menos tolerante que o aço D a variações nas condições de tratamento. Principalmente, em termos absolutos, sua maleabilidade é nitidamente menor que a do aço D, e seus valores máximos de A% e Z% são nitidamente muito inferiores aos do o aço D.

- 5 Assim, além de ter um custo de matéria nitidamente mais elevado devido à presença maciça de molibdênio, esse aço E de referência é sensivelmente pior em relação aos problemas técnicos suscitados em comparação com os aços utilizados na presente invenção.

REIVINDICAÇÕES

1. PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE UMA VÁLVULA MONOBLOCO DE MOTOR A EXPLOSÃO, caracterizado pelo fato de compreender os passos de:

5 - se elaborar e se fundir um aço de composição, em porcentagens ponderais:

- $0,45\% \leq C \leq 0,55\%$

- $12\% \leq Cr \leq 18\%$

- $1\% \leq Si \leq 2,5\%$

10 - traços $\leq Mn \leq 2\%$

- $0,2\% \leq V \leq 0,5\%$

- traços $\leq Mo \leq 0,5\%$

- $0,05\% \leq N \leq 0,15\%$, com $0,55\% \leq C + N \leq 0,70\%$

- traços $\leq Ni \leq 1\%$

15 - traços $\leq Cu \leq 0,25\%$, ou $Cu \leq 0,5 Ni$ se $Cu > 0,25\%$

- traços $\leq Co \leq 1\%$

- traços $\leq W \leq 0,2\%$

- traços $\leq Nb \leq 0,15\%$

- traços $\leq Al \leq 0,025\%$

20 - traços $\leq Ti \leq 0,010\%$

- traços $\leq S \leq 0,030\%$

- traços $\leq P \leq 0,040\%$

- traços $\leq B \leq 0,0050\%$

sendo o resto ferro e impurezas resultantes da elaboração;

25 - transformar o aço termomecanicamente a quente, por exemplo, por laminagem e/ou forjamento entre 1.000 e 1.200 °C;

- opcionalmente, realizar um recozimento de amaciamento, entre 650 e 900 °C durante 2 a 8 h, seguido de resfriamento ao ar ou no forno; e

- realizar o ou os tratamentos térmicos ou termomecânicos finais que vão conferir à válvula sua forma e/ou suas propriedades definitivas, que compreende uma modelagem a quente por forjamento ou extrusão, terminando a fabricação por uma têmpera superficial localizada, tal como uma têmpera HF, uma têmpera plasma ou um choque a laser, executada em certas partes da válvula.

2. PROCESSO, de acordo com a reivindicação 1, caracterizado pelo fato de que $14\% \leq Cr \leq 16\%$.

10 3. PROCESSO, de acordo com a reivindicação 1 ou 2, caracterizado pelo fato de que $1\% \leq Si \leq 2\%$.

4. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 3, caracterizado pelo fato de que $0,05\% \leq N \leq 0,12\%$.

5. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 4, caracterizado pelo fato de que $tra\cos \leq Mn \leq 1\%$.

15 6. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 5, caracterizado pelo fato de que $Si\% / Mn\% \geq 1$.

7. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 6, caracterizado pelo fato de que $0,2\% \leq Mo \leq 0,5\%$.

20 8. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 7, caracterizado pelo fato de que $tra\cos \leq Ni \leq 0,5\%$.

9. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 8, caracterizado pelo fato de que $tra\cos \leq Al \leq 0,015\%$.

10. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 9, caracterizado pelo fato de que $tra\cos \leq S \leq 0,003\%$.

25 11. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 10, caracterizado pelo fato de que $tra\cos \leq P \leq 0,010\%$.

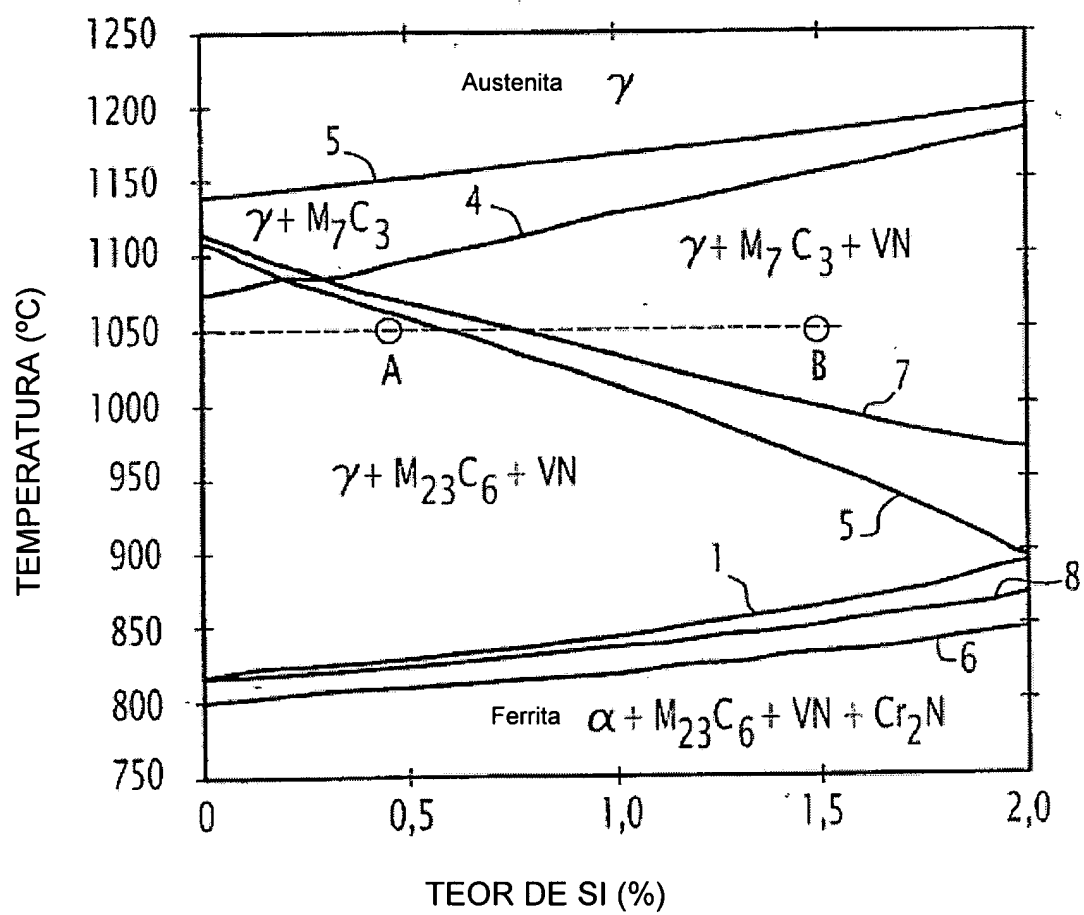
12. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 11, caracterizado pelo fato de que $tra\cos \leq B \leq 0,0020\%$.

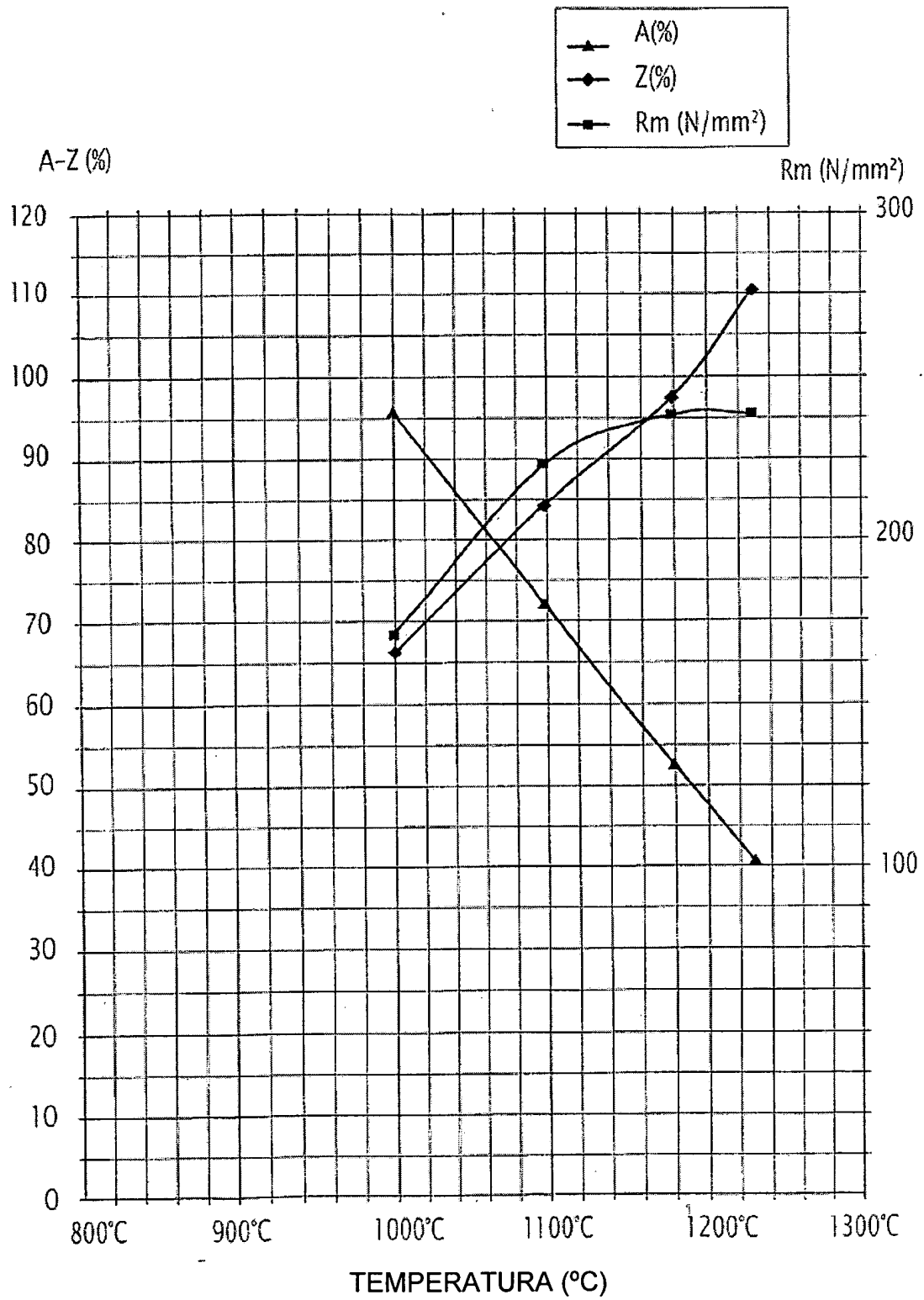
13. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 12, caracterizado pelo fato dos referidos tratamentos térmicos ou termomecânicos finais compreenderem uma têmpera seguida de um revenimento.

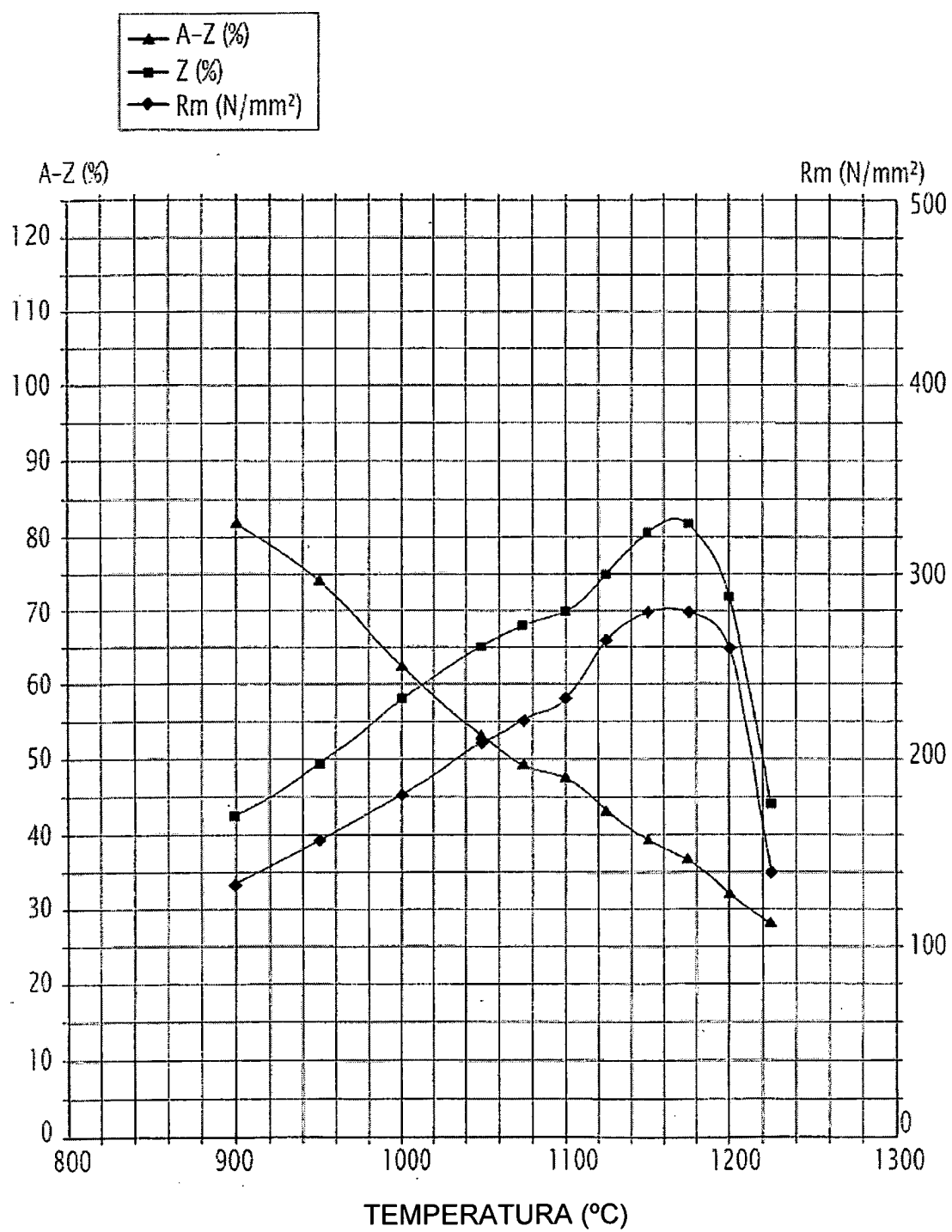
5 14. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 12, caracterizado pelo fato dos referidos tratamentos térmicos ou termomecânicos finais compreenderem um recozimento seguido de uma usinagem.

10 15. PROCESSO, de acordo com uma das reivindicações 1 a 14, caracterizado pelo fato das partes da válvula tratadas pela têmpera superficial localizada serem a extremidade da haste e/ou o suporte da sede.

16. VÁLVULA MONOBLOCO DE MOTOR À EXPLOSÃO, caracterizada pelo fato de ser fabricada pelo processo tal como definido em uma das reivindicações 1 a 15.







RESUMO**"PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE UMA VÁLVULA MONOBLOCO DE MOTOR A EXPLOÇÃO E VÁLVULA MONOBLOCO DE MOTOR À EXPLOÇÃO"**

5 A presente invenção refere-se a um processo de fabricação de uma válvula monobloco de motor a explosão, caracterizado pelo fato de: - se elaborar e se fundir um aço de composição, em porcentagens ponderais $0,45\% \leq C \leq 0,55\%$; $12\% \leq Cr \leq 18\%$; $1\% \leq Si \leq 2,5\%$; $\text{traços} \leq Mn \leq 2\%$; $0,2\% \leq V \leq 0,5\%$; $\text{traços} \leq Mo \leq 0,5\%$; $0,05\% \leq N \leq 0,15\%$, com $0,55\% \leq C + N \leq 0,70\%$;

10 $\text{traços} \leq Ni \leq 1\%$; $\text{traços} \leq Cu \leq 0,25\%$, ou $Cu \leq 0,5 Ni$ se $Cu > 0,25\%$; $\text{traços} \leq Co \leq 1\%$; $\text{traços} \leq W \leq 0,2\%$; $\text{traços} \leq Nb \leq 0,15\%$; $\text{traços} \leq Al \leq 0,025\%$; $\text{traços} \leq Ti \leq 0,010\%$; $\text{traços} \leq S \leq 0,030\%$; $\text{traços} \leq P \leq 0,040\%$; $\text{traços} \leq B \leq 0,0050\%$; sendo o resto ferro e impurezas resultantes da elaboração; esse aço é transformado termomecanicamente a quente, por exemplo por laminagem

15 e/ou forjamento entre 1.000 e 1.200 °C; opcionalmente realiza-se rerecozimento de amaciamento, entre 650 e 900°C durante 2 a 8 h seguido de um resfriamento ao ar ou no forno; e realizam-se o ou os tratamentos térmicos ou termomecânicos finais que vão conferir à válvula sua forma e/ou suas propriedades definitivas, que compreende uma modelagem a quente par

20 forjamento ou extrusão, terminando a fabricação por uma têmpera superficial localizada, tal como uma têmpera HF, uma têmpera plasma ou um choque a laser, executada em certas partes da válvula. Válvula monobloco de motor a explosão, obtida por esse processo.