



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

(21) PI 0716877-2 A2



* B R P I 0 7 1 6 8 7 7 A 2 *

(62) Data de Depósito do Pedido Original:
PI0621691 - 19/12/2006

(22) Data de Depósito: 27/08/2007

(43) Data da Publicação: 15/10/2013
(RPI 2232)

(51) Int.Cl.:

C22C 38/00

C22C 38/14

C22C 38/58

C21C 7/00

B21B 1/00

(54) Título: CHAPA DE AÇO PARA A FABRICAÇÃO DE ESTRUTURAS LEVES E PROCESSO DE FABRICAÇÃO DESSA CHAPA

(30) Prioridade Unionista: 06/09/2006 EP 06 291413.0

(73) Titular(es): Arcelormittal France

(72) Inventor(es): Frédéric Bonnet, Jean-Claude Chevallot (Falecido), Olivier Bouaziz

(74) Procurador(es): Dannemann, Siemsen, Bigler & Ipanema Moreira

(86) Pedido Internacional: PCT FR2007001401 de 27/08/2007

(87) Publicação Internacional: WO 2008/029011 de 13/03/2008

(57) Resumo: MÉTODO E APARELHO PARA TRANSMITIR DADOS. Uma implementação fornece um transmissor que separa porções seqüenciais de dados em um primeiro conjunto de dados por intervalos de tempo permitindo um modo de economia de energia (1005). O transmissor transmite as porções seqüenciais de dados separadas por respectivos intervalos de tempo tendo comprimentos configurados para permitir um receptor entrar e sair de um modo de economia de energia entre as porções de dados de recepção seqüencialmente transmitidas do primeiro conjunto de dados (1010). O transmissor separa as porções seqüenciais de dados em um segundo conjunto por intervalos de tempo que não são de comprimento suficiente para permitir um receptor entrar e sair de um modo de economia de energia durante os intervalos de tempo (1015). O segundo conjunto de dados é depois transmitido (1020).

Relatório Descritivo da Patente de Invenção para "**CHAPA DE AÇO PARA A FABRICAÇÃO DE ESTRUTURAS LEVES E PROCESSO DE FABRICAÇÃO DESSA CHAPA**".

5 A presente invenção refere-se à fabricação de chapas ou de peças estruturais feitas de aço que combinam simultaneamente um módulo de elasticidade E elevado, uma densidade d reduzida e uma alta resistência.

10 É sabido que os desempenhos mecânicos de elementos estruturais variam como E^x/d , o coeficiente x dependendo do modo de solicitação externa (tração ou flexão por exemplo) ou da geometria dos elementos (chapas, barras). Isso ilustra o interesse de dispor de materiais que apresentam simultaneamente um módulo de elasticidade elevado e uma densidade reduzida.

15 Essa necessidade existe mais especialmente na indústria automobilística na qual o alívio de peso dos veículos e a segurança são preocupações constantes. Procura-se assim aumentar o módulo de elasticidade e reduzir o peso das peças feitas de aço incorporando para isso partículas de cerâmicas de diferentes naturezas, tais como carbonetos, nitretos, óxidos ou boretos. De fato, esses materiais apresentam um módulo de elasticidade nitidamente mais elevado, que vai de cerca de 250 a 550 GPa, do que aque-

20 le dos aços de base, da ordem de 210 GPa, onde eles são incorporados. Obtém-se desse modo um endurecimento por uma transferência de carga entre a matriz e as partículas de cerâmica sob a influência de uma pressão. A afinação do tamanho de grãos da matriz pelas partículas cerâmicas aumenta por outro lado esse endurecimento. A fim de fabricar esses materiais

25 que compreendem partículas de cerâmica distribuídas de maneira uniforme em uma matriz de aço, são conhecidos processos que são baseados na metalurgia dos pós: elabora-se em um primeiro tempo pós de cerâmica de geometria controlada, mistura-se esses últimos a pós de aço, o que corresponde para o aço a um aporte exógeno de partículas de cerâmica. Tudo é compactado em molde e depois levado a uma temperatura tal que é observada a

30 sinterização dessa mistura. Em uma variante do processo, mistura-se pós metálicos de modo a obter a formação das partículas de cerâmica por ocasi-

ção da fase de sinterização. Apesar de características mecânicas melhoradas em relação a aços que não compreendem dispersão de partículas de cerâmica, esse tipo de processo sofre várias limitações:

5 - ele necessita de condições cuidadosas de elaboração e de execução para não provocar reação com a atmosfera, considerando-se a superfície específica elevada dos pós metálicos.

10 - Mesmo depois das operações de compactação e de sinterização, podem subsistir eventualmente porosidades residuais suscetíveis de desempenhar um papel de sítios de inicialização por ocasião de solicitações cíclicas.

- A composição química das interfaces matriz/partículas, e portanto sua coesão, é difícil de controlar considerando-se a contaminação superficial dos pós antes de sinterização (presença de óxidos, de carbono).

15 - Quando as partículas são acrescentadas em quantidade importante, ou na presença de certas partículas de grande tamanho, as propriedades de alongamento diminuem.

- Esse tipo de processo é adaptado à produção em pequena quantidade mas não seria capaz de responder às necessidades em escala muito grande da indústria automobilística.

20 - Os custos de fabricação associados a esse tipo de processo de fabricação são elevados.

25 Também são conhecidos no caso de ligas leves, processos de fabricação que repousam na adição exógena de pós de cerâmicas no metal líquido. Em adição, esses processos sofrem da maior parte dos defeitos mencionados acima. Será mencionada mais especialmente a dificuldade de uma dispersão homogênea das partículas, essas últimas tendo tendência à aglomeração ou à decantação/flutuação no metal líquido.

30 Entre as cerâmicas que poderiam ser utilizadas para aumentar as propriedades dos aços, é conhecido em especial o diboreto de titânio TiB_2 que apresenta as características intrínsecas seguintes:

Módulo de elasticidade: 565 GPa

Densidade: 4,52

No entanto, os processos de fabricação que repousam em adições exógenas de partículas de TiB_2 sofrem dos inconvenientes mencionados precedentemente.

5 A invenção visa resolver os problemas acima, em especial a colocação à disposição em grande escala e por uma via econômica de aços com módulo de elasticidade aumentado pela presença de partículas de TiB_2 . A invenção visa notadamente a colocação à disposição de um processo de fabricação por lingotamento contínuo que não apresenta dificuldades especiais por ocasião do vazamento dos aços.

10 Ela visa ainda colocar à disposição aços que compreendem uma quantidade de partículas de TiB_2 que seja a maior possível dispersa de maneira homogênea na matriz.

15 Ela visa ainda colocar à disposição aços de alta resistência, dos quais o alongamento uniforme seja superior ou igual a 8% e que apresentam uma grande aptidão para diferentes processos de soldagem, notadamente para a soldagem por resistência.

20 Para isso, a invenção tem como objeto uma chapa de aço da qual a composição química compreende, os teores sendo expressos em peso: $0,010\% \leq C \leq 0,20\%$, $0,06\% \leq Mn \leq 3\%$, $Si \leq 1,5\%$, $0,005\% \leq Al \leq 1,5\%$, $S \leq 0,030\%$, $P \leq 0,040\%$, titânio e boro em quantidades tais que: $2,5\% \leq Ti \leq 7,2\%$ ($0,45 \times Ti$) – $0,35\% \leq B \leq (0,45 \times Ti) + 0,70\%$, opcionalmente um ou vários elementos escolhidos entre $Ni \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cr \leq 3\%$, $Nb \leq 0,1\%$, $V \leq 0,1\%$, o resto da composição sendo constituída de ferro e de impurezas inevitáveis que resultam da elaboração.

25 Preferencialmente, os teores em titânio e em boro, expressos em% em peso, são tais que $- 0,22 \leq B - (0,45 \times Ti) \leq 0,35$.

A título preferido, os teores em titânio e em boro, expressos em% em peso, são tais que $- 0,35 \leq B - (0,45 \times Ti) \leq 0,22$.

O teor em titânio é preferencialmente tal que: $4,6\% \leq Ti \leq 6,9\%$.

30 De acordo com um modo especial, o teor em titânio é tal que: $4,6\% \leq Ti \leq 6\%$.

O teor em carbono é preferencialmente tal que: $C \leq 0,080\%$.

De acordo com um modo preferido, o teor em carbono satisfaz a: $C \leq 0,050\%$.

O teor em cromo é preferencialmente tal que: $Cr \leq 0,08\%$.

5 A invenção tem também como objeto uma chapa de aço de composição acima que compreende precipitados eutéticos de TiB_2 e eventualmente de Fe_2B , cujo tamanho médio é inferior ou igual a 15 micrometros, e preferencialmente inferior ou igual a 10 micrometros.

Preferencialmente, mais de 80% em número de precipitados de TiB_2 têm um caráter monocristalino.

10 A invenção tem também como objeto uma chapa de aço de acordo com as características acima, da qual o tamanho médio de grão é inferior ou igual a 15 micrometros, preferencialmente inferior ou igual a 5 micrometros, muito preferencialmente inferior a 3,5 micrometros.

15 A invenção tem também como objeto uma chapa de aço de acordo com uma das características acima, da qual o módulo de elasticidade medido no sentido da laminação é superior ou igual a 230 GPa, preferencialmente superior ou igual a 240 GPa, ou preferencialmente superior ou igual a 250 GPa.

20 De acordo com um modo especial, a resistência da chapa de aço é superior ou igual a 500 MPa e seu alongamento uniforme é superior ou igual a 8%.

25 A invenção tem também como objeto um objeto fabricado a partir de uma pluralidade de peças de aço, de composição idêntica ou diferente, de espessura idêntica ou diferente, pelo menos uma das peças de aço sendo uma chapa de aço de acordo com uma qualquer uma das características acima, soldada a pelo menos uma das outras peças desse objeto, a ou as composições das outras peças de aço compreendendo em peso: 0,001-0,25% C, 0,05-2% Mn, $Si \leq 0,4\%$, $Al \leq 0,1\%$, $Ti < 0,1\%$, $Nb < 0,1\%$, $V < 0,1\%$, $Cr < 3\%$, $Mo < 1\%$, $Ni < 1\%$, $B < 0,003\%$, o resto da composição sendo constituído de ferro e de impurezas inevitáveis que resultam da elaboração.

30

A invenção também tem como objeto um processo de acordo

com o qual aprovisiona-se um aço de acordo com uma qualquer das composições acima, e vaza-se o aço sob a forma de semiproduto, a temperatura de vazamento não excedendo de mais de 40°C a temperatura de líquido do aço.

5 De acordo com um modo especial, vaza-se o semiproduto sob a forma de placas ou de produtos finos entre cilindros contrarrotativos.

A velocidade de resfriamento por ocasião da solidificação do vazamento é preferencialmente superior ou igual a 0,1 °C/s.

10 De acordo com um modo especial, reaquece-se o semiproduto antes da laminação a quente, a temperatura e a duração do reaquecimento sendo escolhidas de tal modo que a densidade de precipitados eutéticos de TiB_2 e eventualmente de Fe_2B , de tamanho máximo L_{max} superior a 15 micrometros e de fator de forma $f > 5$, seja inferior a 400/mm².

15 De acordo com um modo especial, efetua-se uma laminação a quente do semiproduto, opcionalmente uma laminação a frio e um recozimento, as condições de laminação e de recozimento sendo ajustadas de tal modo para que se obtenha uma chapa de aço da qual o tamanho médio de grão é inferior ou igual a 15 micrometros, preferencialmente inferior ou igual a 5 micrometros, muito preferencialmente inferior a 3,5 micrometros.

20 Efetua-se preferencialmente a laminação a quente com uma temperatura de final de laminação inferior a 820°C.

25 De acordo com um modo especial, recorta-se pelo menos uma pré-forma a partir de uma chapa de aço de acordo com um dos modos acima, ou fabricada de acordo com um dos modos acima, e deforma-se a pré-forma em uma gama de temperatura que vai de 20° a 900°C.

A invenção também tem como objeto um processo de fabricação de acordo com o qual solda-se pelo menos uma chapa de aço de acordo com um dos modos acima, ou uma chapa de aço fabricada de acordo com um dos modos acima.

30 A invenção tem também como objeto a utilização de uma chapa de aço ou de um objeto de acordo com um dos modos acima, ou fabricada de acordo com um dos modos acima, para a fabricação de peças de estru-

ra ou de elementos de reforço no domínio automobilístico.

Outras características e vantagens da invenção aparecerão no decorrer da descrição abaixo, dada a título de exemplo não-limitativo e em referência às figuras anexas mas quais:

5 - as figuras 1 e 2 ilustram respectivamente a microestrutura de dois aços de acordo com a invenção que compreendem uma precipitação eutética Fe-TiB₂, no estado bruto de vazamento.

 - A figura 3 ilustra a microestrutura de um aço de acordo com a invenção no estado laminado a frio e recozido.

10 - As figuras 4 e 5 ilustram a microestrutura de dois aços de acordo com a invenção, que compreendem precipitações eutéticas Fe-TiB₂ e de Fe-Fe₂B, respectivamente no estado bruto de vazamento e laminado a quente.

 - As figuras 6 e 7 ilustram a microestrutura de um aço de acordo com a invenção, resfriado de acordo com duas velocidades de resfriamento por ocasião da solidificação, no estado bruto de vazamento.

15 No que diz respeito à composição química do aço, o teor em carbono é adaptado com o objetivo de atingir de modo econômico um nível de limite de elasticidade ou de resistência dado. O teor em carbono permite também controlar a natureza da microestrutura da matriz dos aços de acordo com a invenção, que pode ser parcialmente ou totalmente ferrítica, bainítica, austenítica ou martensítica ou compreender uma mistura desses constituintes em proporções adaptadas de maneira a satisfazer as propriedades mecânicas exigidas. Um teor em carbono superior ou igual a 0,010% permite
20 obter esses diferentes constituintes.

 O teor em carbono é limitado em razão da soldabilidade: a resistência à fissuração a frio e a tenacidade em Zona Afetada pelo Calor decrescem quando o teor em C é superior a 0,20%. Quando o teor em carbono é inferior ou igual a 0,050% em peso, a soldabilidade por resistência é especialmente melhorada.
30

 Considerando-se o teor em titânio do aço, o teor em carbono é limitado preferencialmente a fim de evitar uma precipitação primária de TiC

e/ou de Ti(C, N) no metal líquido. Esses precipitados que se formam no líquido são nefastos para com a escoabilidade no processo de lingotamento contínuo do aço líquido. Em contrapartida, quando essa precipitação inter-
vém no intervalo de solidificação ou na fase sólida, ela tem um efeito favorá-
5 vel sobre o endurecimento estrutural. O teor máximo em carbono deve por-
tanto ser limitado preferencialmente a 0,080% de maneira a fazer aparecer
os precipitados de TiC e/ou de Ti(C, N) majoritariamente no decorrer da soli-
dificação eutética ou na fase sólida.

Em quantidade superior ou igual a 0,06%, o manganês aumenta
10 a temperabilidade, contribui para o endurecimento em solução sólida e por-
tanto para a obtenção de uma resistência aumentada. Ele se combina com o
enxofre eventualmente presente, reduzindo assim o risco de fissuração a
quente. No entanto acima de um teor de 3% em peso de manganês, aumen-
ta-se o risco de formação de uma estrutura em tiras nefasta que proviria de
15 uma segregação eventual do manganês por ocasião da solidificação.

O silício contribui eficazmente para aumentar a resistência gra-
ças a um endurecimento por solução sólida. No entanto uma adição exces-
siva de silício provoca a formação de óxidos aderentes dificilmente eliminá-
veis por ocasião de uma operação de decapagem, e o aparecimento even-
20 tual de defeitos de superfície devidos notadamente a uma falta de molhabili-
dade nas operações de galvanização por imersão. A fim de conservar boas
propriedades de aptidão ao revestimento, o teor em silício não deve exceder
1,5% em peso.

Em quantidade superior ou igual a 0,005%, o alumínio é um e-
25 lemento muito eficaz para a desoxidação do aço. Acima de um teor de 1,5%
em peso, uma precipitação primária excessiva de alumina intervém entretan-
to acarretando problemas de escoabilidade.

Em quantidade superior a 0,030%, o enxofre tende a precipitar
em quantidade excessiva sob a forma de sulfetos de manganês que redu-
zem bastante a aptidão à conformação a quente ou a frio.
30

O fósforo é um elemento conhecido por segregar nas juntas de
grãos. Seu teor não deve exceder 0,040% de modo a manter uma ductilida-

de a quente suficiente evitando assim a aptidão para fender e para evitar a fissuração a quente em soldagem.

A título opcional, é possível acrescentar níquel ou molibdênio que aumentam a resistência do aço. Por razões econômicas, essas adições
5 são limitadas a 1% em peso.

A título opcional, o cromo pode ser acrescentado para aumentar a resistência. Ele permite também fazer precipitar boretos em quantidade maior. No entanto, seu teor é limitado a 3% em peso para fabricar um aço menos custoso.

10 Será preferencialmente escolhido um teor em cromo inferior ou igual a 0,080%. De fato, uma adição excessiva de Cr leva a fazer precipitar mais boretos, mas trata-se então de boretos de (Fe, Cr).

Também a título opcional, o nióbio e o vanádio podem ser acrescentados em quantidade inferior ou igual a 0,1%, de modo a obter um
15 endurecimento complementar sob a forma de precipitação de carbonitretos finos.

O titânio e o boro desempenham um papel importante na invenção:

- em um primeiro modo de realização, os teores ponderais expressos em porcentagens, em titânio e em boro do aço são tais que:

$$2,5\% \leq \text{Ti} \leq 7,2\%$$

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 0,35\% \leq \text{B} \leq (0,45 \times \text{Ti}) + 0,70\%$$

A segunda relação se escreve de modo equivalente

$$- 0,35 \leq \text{B} - (0,45 \times \text{Ti}) \leq 0,70$$

25 As razões dessas limitações são as seguintes:

- quando o teor ponderal em titânio é inferior a 2,5%, uma precipitação de TiB_2 não intervém em quantidade suficiente; de fato, a fração volumétrica de TiB_2 precipitado é inferior a 5%, o que não permite obter uma modificação significativa do módulo de elasticidade que permanece inferior a
30 220 GPa.

- Quando o teor ponderal em titânio é superior a 7,2%, uma precipitação primária grosseira de TiB_2 intervém no metal líquido e causa pro-

blemas de escoabilidade dos semiprodutos.

- Se os teores ponderais em titânio e boro são tais que:

$B - (0,45 \times Ti) > 0,70$, assiste-se a uma precipitação excessiva de FeB_2 que degrada a ductilidade.

5 - Se os teores ponderais em titânio e boro são tais que:

$B - (0,45 \times Ti) > 0,35$, o teor em titânio dissolvido em temperatura ambiente na matriz é superior a 0,8%. Nenhum efeito técnico benéfico significativo é então obtido apesar do custo elevado de adição de titânio.

- De acordo com um segundo modo de realização da invenção, os teores em titânio e em boro são tais que: $-0,22 \leq B - (0,45 \times Ti) \leq 0,35$.

- Quando: $B - (0,45 \times Ti) \leq 0,35$, a precipitação de Fe_2B é muito reduzida, o que aumenta a ductilidade.

- Quando $B - (0,45 \times Ti) \leq -0,22$, o teor em titânio dissolvido na matriz é muito baixo, o que significa que as adições de titânio são especialmente eficazes de um ponto de vista econômico.

- De acordo com um modo especial de realização da invenção, os teores em titânio e em boro são tais que: $-0,35 \leq B - (0,45 \times Ti) < -0,22$.

Quando a quantidade: $B - (0,45 \times Ti)$ é superior ou igual a $-0,35$ e inferior a $-0,22$, o teor em titânio dissolvido em temperatura ambiente na matriz está compreendido respectivamente entre 0,5% e 0,8%. Essa quantidade se revela especialmente adaptada para obter uma precipitação composta unicamente por TiB_2 .

- De acordo com um modo especial de realização da invenção, o teor em titânio é tal que: $4,6\% \leq Ti \leq 6,9\%$.

25 As razões dessas limitações são as seguintes:

- Quando o teor ponderal em titânio é superior ou igual a 4,6%, uma precipitação de TiB_2 intervém de tal modo que a fração volumétrica precipitada é superior ou igual a 10%. O módulo de elasticidade é nesse caso superior ou igual a cerca de 240 GPa.

30 - Quando o teor ponderal em titânio é inferior ou igual a 6,9%, a quantidade de precipitados primários de TiB_2 é inferior a 3% em volume. A precipitação total de TiB_2 , constituída por eventuais precipitados primários e

por precipitados eutéticos, é nesse caso inferior a 15% em volume.

- De acordo com um outro modo preferido de realização da invenção, o teor em titânio é tal que: $4,6\% \leq \text{Ti} \leq 6\%$: quando o teor ponderal em titânio é inferior ou igual a 6%, a escoabilidade é nesse caso especialmente satisfatória em razão da baixa precipitação de TiB_2 primário no metal líquido.

De acordo com a invenção, uma precipitação eutética de Fe- TiB_2 intervém na solidificação. O caráter eutético da precipitação confere à microestrutura formada um caráter especial de fineza e de homogeneidade vantajosa para as propriedades mecânicas. Quando a quantidade de precipitados eutéticos de TiB_2 é superior a 5% em volume, o módulo de elasticidade do aço medido no sentido da laminação pode exceder cerca de 220 GPa. Acima de 10% em volume de precipitados de TiB_2 , o módulo pode exceder cerca de 240 GPa o que permite projetar estruturas com um alívio de peso notável. Essa quantidade pode ser levada a 15 5 em volume para exceder cerca de 250 GPa, notadamente no caso de aços que compreendem elementos de liga tais como o cromo ou o molibdênio. A presença desses elementos aumenta de fato a quantidade máxima de TiB_2 que é possível obter no caso de uma precipitação eutética.

Os teores em boro e em titânio de acordo com a invenção permitem evitar uma precipitação primária grosseira de TiB_2 no metal líquido. A formação desses precipitados primários de tamanho às vezes grande (várias dezenas de micrometros) deve ser evitada em razão de seu papel nefasto em relação a mecanismos de danificação ou de ruptura por ocasião de solicitações mecânicas ulteriores. Por outro lado esses precipitados que apareceram no metal líquido, quando eles não decantam, são distribuídos de modo localizado e reduzem a homogeneidade das propriedades mecânicas. Essa precipitação precoce deve ser evitada pois ela pode levar a um entupimento de bicos do lingotamento contínuo do aço em consequência da aglomeração de precipitados.

Como foi exposto, o titânio deve estar presente em quantidade suficiente para levar à formação endógena de TiB_2 sob a forma de uma pre-

cipitação eutética de Fe-TiB₂. De acordo com a invenção, o titânio pode também estar presente dissolvido em temperatura ambiente na matriz em proporção sobre-estequiométrica em relação ao boro, calculado a partir de TiB₂.

5 Quando o teor em titânio em solução sólida é inferior a 0,5%, a precipitação intervém sob a forma de dois eutéticos sucessivos: Fe-TiB₂ em primeiro lugar, e depois Fe-Fe₂B, essa segunda precipitação endógena de Fe₂B intervém em quantidade maior ou menor de acordo com o teor em boro da liga. A quantidade precipitada sob a forma de Fe₂B pode ir até 8% em
10 volume. Essa segunda precipitação intervém também de acordo com um esquema eutético que permite obter uma distribuição fina e homogênea, o que assegura uma boa homogeneidade das características mecânicas.

A precipitação de Fe₂B completa aquela de TiB₂ cuja quantidade máxima é ligada ao eutético. O Fe₂B tem um papel similar àquele de TiB₂.
15 Ele aumenta o módulo de elasticidade e diminui a densidade. É assim possível ajustar as propriedades mecânicas de modo fino agindo-se sobre o complemento de precipitação do Fe₂B em relação à precipitação de TiB₂. Esse é um meio que é possível utilizar em especial para obter um módulo de elasticidade superior a 250 GPa no aço assim como um aumento da resistência
20 mecânica do produto. Quando o aço contém uma quantidade de Fe₂B em volume superior ou igual a 4%, o módulo de elasticidade aumenta de mais de 5 GPa. O alongamento na ruptura é nesse caso compreendido entre 15 e 16% e a resistência mecânica atinge 590 MPa. Quando a quantidade de Fe₂B é superior a 7,5% em volume, o módulo de elasticidade é aumentado
25 de mais de 10 GPa mas o alongamento na ruptura é nesse caso inferior a 9%.

De acordo com a invenção, o tamanho médio dos precipitados eutéticos de TiB₂ ou de Fe₂B é inferior ou igual a 15 micrometros de modo a obter características aumentadas de alongamento na ruptura e boas propriedades em fadiga.
30

Quando o tamanho médio desses precipitados eutéticos é inferior ou igual a 10 micrometros, o alongamento na ruptura pode ser superior a

20%.

Os inventores colocaram em evidência que, quando mais de 80% do número de precipitados eutéticos de TiB_2 têm um caráter monocristalino, o dano matriz-precipitado por ocasião de uma solicitação mecânica é reduzido e o risco de formação de defeitos é menor em razão da maior plasticidade do precipitado e de sua grande coesão com a matriz. Em especial, foi colocado em evidência que os precipitados TiB_2 de maior tamanho têm uma cristalização hexagonal. Sem querer estar ligado por uma teoria, pensa-se que esse caráter cristalográfico confere uma possibilidade aumentada de deformação por agitação desses precipitados sob o efeito de uma solicitação mecânica.

Esse caráter especial de monocristalinidade, ligado à precipitação de TiB_2 sob uma forma eutética, não é encontrado a um tal grau para os processos da arte anterior que repousam em aportes exógenos de partículas.

Além do efeito favorável de uma dispersão de partículas endógenas sobre as propriedades mecânicas de tração, os inventores colocaram em evidência que a limitação do tamanho de grão era um meio eficaz para aumentar as características mecânicas de tração: Quando o tamanho médio de grão é inferior ou igual a 15 micrometros, a resistência pode exceder cerca de 560 MPa. Além disso, quando o tamanho de grão é inferior ou igual a 3,5 micrometros, a resistência à clivagem é especialmente elevada: ensaios de resiliência Charpy de espessura 3 mm a $-60^\circ C$, revelam que a proporção de zona dúctil nos corpos de prova rompidos é superior a 90%.

A execução do processo de fabricação de uma chapa de acordo com a invenção é a seguinte:

- aprovisiona-se um aço de composição de acordo com a invenção.

- Procede-se ao vazamento de um semiproduto a partir desse aço. Esse vazamento pode ser realizado em lingotes ou de modo contínuo sob a forma de placas com espessura da ordem de 200 mm. É possível também efetuar o vazamento sob a forma de placas finas de algumas deze-

nas de milímetros de espessura ou de tiras finas, de alguns milímetros de espessura, entre cilindros contrarrotativos. O último modo é especialmente vantajoso para obter uma fina precipitação eutética e para evitar a formação de precipitados primários. Um aumento da velocidade de resfriamento na solidificação aumenta a fineza da microestrutura obtida.

Bem naturalmente, o vazamento pode ser realizado em um formato que permite a fabricação de produtos de diversas geometrias, em especial sob a forma de lingote para a fabricação de produtos longos.

A fineza da precipitação de TiB_2 e de Fe_2B aumenta a resistência, a ductilidade, a resiliência, a aptidão para a conformação e o comportamento mecânico em Zona Afetada pelo Calor. Aumenta-se a fineza da precipitação graças a uma baixa temperatura de vazamento e uma velocidade de resfriamento maior. Em especial, foi descoberto que uma temperatura de vazamento limitada a $40^\circ C$ acima da temperatura de líquido, levava à obtenção de tais microestruturas finas.

As condições de vazamento serão também escolhidas de tal modo para que a velocidade de resfriamento no momento da solidificação seja superior ou igual a $0,1^\circ C/s$ de modo a que o tamanho dos precipitados de TiB_2 e de Fe_2B seja especialmente fino.

Os inventores também colocaram em evidência que a morfologia dos precipitados eutéticos de TiB_2 e de Fe_2B desempenham um papel sobre o dano por ocasião de uma solidificação mecânica ulterior. Depois de observação dos precipitados por microscopia óptica em ampliações que vão de cerca de 500 a 1500x em uma superfície que apresenta uma população estatisticamente representativa, determina-se com o auxílio de um software de análise de imagens conhecido em si tal como por exemplo o software de análise de imagens Scion®, o tamanho máximo L_{max} e mínimo L_{min} de cada precipitado. A relação entre o tamanho máximo e mínimo L_{max}/L_{min} caracteriza o fator de forma f de um precipitado dado. Os inventores colocaram em evidência que precipitados de grande tamanho ($L_{max} > 15$ microns) e alongados ($f > 5$) reduzem o alongamento repartido e o coeficiente de encruamento n .

De acordo com a invenção, depois de vazamento do semiproduto, escolhe-se a temperatura e o tempo de reaquecimento do semiproduto antes da laminação a quente ulterior de modo a provocar uma transformação em glóbulos dos precipitados mais nefastos. Se escolherá em especial a temperatura e o tempo de reaquecimento de tal modo para que a densidade de precipitados eutéticos com um tamanho $L_{\max} > 15$ micrometros e alongados ($f > 5$), seja inferior a $400/\text{mm}^2$.

Efetua-se em seguida uma laminação a quente do semiproduto, eventualmente seguida por uma bobinagem. Opcionalmente, efetua-se uma laminação a frio e um recozimento para obter chapas de espessura menor. Escolhe-se as condições de laminação a quente, de bobinagem, de laminação a frio, de recozimento de tal modo para que se obtenha uma chapa de caço da qual o tamanho médio de grão é inferior ou igual a 15 micrometros, preferencialmente inferior a 5 micrometros, muito preferencialmente inferior a 3,5 micrometros. Um tamanho de grão mais fino é obtido por:

- um encruamento grande antes do fim da laminação a quente e antes da transformação alotrópica (γ - α) que se produz no resfriamento

- uma temperatura de fim de laminação baixa, preferencialmente inferior a 820°C

- um resfriamento acelerado depois da transformação (γ - α) de modo a limitar o crescimento do grão ferrítico

- uma bobinagem em temperatura relativamente baixa

- depois de uma eventual laminação a frio, uma limitação da temperatura de recozimento e do tempo de recozimento com a finalidade de obter uma recristalização completa, sem ultrapassagem da temperatura e do tempo acima dos valores que são necessários para essa cristalização.

Uma temperatura de fim de laminação a quente inferior a 820°C se revela em especial um meio eficaz para obter um fino tamanho de grão. Foi colocado em evidência, nos aços de acordo com a invenção, um efeito especial dos precipitados de TiB_2 e Fe_2B sobre a germinação e a recristalização das microestruturas: de fato, por ocasião de uma deformação dos aços de acordo com a invenção, a diferença significativa de comportamento

mecânico entre os precipitados e a matriz leva a uma deformação maior em torno dos precipitados. Essa deformação local intensa diminui a temperatura de não-recristalização: uma temperatura de fim de laminação baixa favorece a germinação ferrítica em torno dos precipitados e limita o crescimento dos grãos.

Do mesmo modo, o campo de deformação mais elevado em torno dos precipitados favorece a germinação dos grãos no decorrer da restauração/recristalização que segue a laminação a frio, acarretando uma afinção do grão.

A chapa de aço assim obtida apresenta assim uma aptidão muito boa para a conformação: sem querer estar ligado por uma teoria, pense-se que os precipitados eutéticos presentes no seio de uma matriz muito deformável desempenham um papel similar àquela que desempenham as fases martensíticas ou bainíticas no seio da ferrita nos aços de tipo "Dual-Phase". Os aços de acordo com a invenção apresentam uma relação (limite de elasticidade R_e /resistência R_m) favorável a operações diversas de conformação.

De acordo com o teor em carbono e em elementos temperantes, e de acordo com a velocidade de resfriamento abaixo da temperatura Ar_1 (essa temperatura designando o início de transformação no resfriamento a partir da austenita) é possível obter as chapas laminadas a quente ou laminadas a frio e recozidas que compreendem matrizes com microestruturas diversas: essas últimas podem ser totalmente ou parcialmente ferríticas, bainíticas, martensíticas ou austeníticas.

Por exemplo, um aço que contém 0,04% em C, 5,9% em Ti, 2,3% em B apresentará, depois do resfriamento a partir de 1200°C, uma dureza que vai de 187 a 327 HV para uma velocidade de resfriamento que vai de 5 a 150°C/s. os níveis de dureza mais elevados correspondem nesse caso a uma matriz totalmente bainítica composta por ripas de baixa desorientação, sem carbonetos.

No caso em que se deseja realizar uma peça que compreende uma operação de conformação, recorta-se uma pré-forma a partir da chapa

e efetua-se uma deformação por meios tais como o embutimento, a dobra-
gem em uma gama de temperatura compreendida entre 20 e 900°C. Obser-
va-se uma estabilidade térmica muito boa das fases endurecedoras TiB_2 e
 Fe_2B até 1100°C.

5 Considerando-se a estabilidade térmica das partículas dispersas
na matriz e a boa aptidão para os diferentes processos de conformação a
frio, a morno ou a quente, peças de geometria complexa com um módulo de
elasticidade aumentado podem ser realizadas de acordo com a invenção.
Por outro lado, o aumento do módulo de elasticidade dos aços de acordo
10 com a invenção diminui o retorno elástico depois das operações de confor-
mação e permite aumentar assim a precisão dimensional em peças acaba-
das.

Fabrica-se também de maneira vantajosa elementos estruturais
soldando-se para isso aços de acordo com a invenção, de composição ou de
15 espessura idênticas ou diferentes de modo a obter no estágio final peças
das quais as características mecânicas variam em seu seio e são adaptadas
localmente às solicitações ulteriores.

Além do ferro e das inevitáveis impurezas, a composição em
peso dos aços que podem ser soldados aos aços de acordo com a invenção
20 compreenderá por exemplo: 0,001-0,25% em C, 0,05-2% em Mn, $Si \leq 0,4\%$,
 $Al \leq 0,1\%$, $Ti < 0,1\%$, $Nb < 0,1\%$, $V < 0,1\%$, $Cr < 3\%$, $Mo < 1\%$, $Ni < 1\%$, $B <$
 $0,003\%$, o resto da composição sendo constituído de ferro e de impurezas
inevitáveis que resultam da elaboração.

Na zona fundida, considerando-se a temperatura elevada atingi-
25 da, assiste-se a uma dissolução parcial dos precipitados assim como a sua
reprecipitação no resfriamento. A quantidade de precipitados na zona fundi-
da é bastante comparável com aquela do metal de base. No seio da Zona
Afetada pelo Calor (ZAC) das juntas soldadas, os precipitados eutéticos não
estão dissolvidos e podem até servir como freio para o crescimento do grão
30 austenítico e de sítios de germinação eventuais por ocasião da fase de res-
friamento ulterior.

Por ocasião de uma utilização por soldagem dos aços de acordo

com a invenção, obtém-se portanto uma homogeneidade da quantidade de precipitados de TiB_2 e de Fe_2B , que vai desde o metal de base até o metal fundido passando pela ZAC, o que garante que as propriedades mecânicas visadas (módulo, densidade) serão, elas também, asseguradas de modo contínuo no caso de ligações soldadas.

A título de exemplo não-limitativo, os resultados seguintes vão mostrar as características vantajosas conferidas pela invenção.

Exemplo 1:

Foram elaborados aços dos quais a composição figura na tabela 1 abaixo, expressa em porcentagem ponderal.

Além dos aços I-1 e I-2 de acordo com a invenção, foi indicada a título de comparação a composição de um aço de referência R-1 que não contém precipitados eutéticos endógenos de TiB_2 ou de Fe_2B .

Esses aços foram elaborados por vazamento de semiprodutos a partir do estado líquido, as adições de titânio e de boro sendo efetuadas para os aços I-1 e I-2 sob a forma de ferro-ligas. A temperatura de vazamento é de $1330^{\circ}C$, ou seja um excesso de $40^{\circ}C$ em relação à temperatura de líquido.

Aço	C	S	P	Al	Mn	Si	Ti	B	B- (0,45 xTi)
I-1	0,0334	0,0004	0,007	0,263	0,069	0,084	4,50	1,68	-0,34
I-2	0,04	0,0015	0,009	0,146	0,09	0,14	5,90	2,34	-0,31
R-1	0,0023	0,008	0,011	0,031	0,129	0,038	0,54(*)	-(*)	0

Tabela 1: Composições de aços (% em peso). I = De acordo com a invenção.

R = referência. (*): Não de acordo com a invenção

A microestrutura no estado bruto de vazamento, ilustrada nas figuras 1 e 2, relativas respectivamente aos aços I-1 e I-2, mostra uma dispersão fina e homogênea de precipitados endógenos de TiB_2 no seio de uma matriz ferrítica. O boro precipita sob a forma de um eutético binário de $Fe-TiB_2$.

As quantidades volumétricas de precipitados foram medidas com o auxílio de um analisador de imagens e são respectivamente de 9% e de 12,4% para os aços I-1 e I-2. A quantidade de TiB_2 sob a forma de preci-

pitados primários é inferior a 2% em volume e favorece uma boa escoabilidade. Os tamanhos médios dos precipitados eutéticos de TiB_2 são respectivamente de 5 e 8 micrometros para os aços I-1 e I-2. Entre a população desses precipitados, mais de 80% em número têm um caráter monocristalino.

5 Depois de reaquecimento a $1150^\circ C$, os semiprodutos foram em seguida laminados a quente sob a forma de chapas até uma espessura de 3,5 mm, a temperatura de fim de laminação sendo de $940^\circ C$. A laminação a quente foi seguida por uma bobinagem a $700^\circ C$.

10 Também foram efetuados tratamentos de reaquecimento a $1230^\circ C$ no aço I-2 antes de laminação a quente, durante tempos variáveis de 30 a 120 minutos. Foram em seguida efetuadas observações da morfologia dos precipitados. Foi colocado em evidência que um tratamento a $1230^\circ C$ durante um tempo superior ou igual a 120 minutos permite transformar em glóbulos os precipitados de tal modo para que a densidade dos precipitados eutéticos de grande tamanho ($L_{max} > 15$ micrometros) e alongados (f > 5) seja inferior a $400/mm^2$.

15 O alongamento repartido Au e o coeficiente de encruamento n são então significativamente aumentados visto que eles passam respectivamente de 11% e de 0,125 (tempo de reaquecimento: 30 minutos) a 16% e 20 0,165 (tempo de reaquecimento: 120 minutos) graças ao tratamento de transformação em glóbulos dos precipitados. Por outro lado, no caso do aço I-2, uma chapa foi laminada a quente com uma temperatura de fim de laminação de $810^\circ C$.

25 Essas chapas laminadas a quente foram em seguida decapadas de acordo com um processo conhecido em si e depois laminadas a frio até uma espessura de 1 mm. Foi em seguida efetuado um recozimento de recristalização a $800^\circ C$ – 1 minuto de manutenção, seguido por um resfriamento ao ar.

30 As observações efetuadas por Microscopia Eletrônica de Varredura não revelam nenhuma descoesão na interface de precipitados eutéticos/matriz nem nenhum dano dos próprios precipitados depois da laminação a quente ou da laminação a frio.

Depois de laminação a quente, o tamanho médio de grão de aço I-1 é de 12 micrometros enquanto que ele é de 28 micrometros para o aço de referência.

5 No caso do aço I-2, uma baixa temperatura de fim de laminação (810°C) leva a um tamanho médio de grão muito fino (3,5 micrometros) depois de laminação a quente.

Depois de laminação a frio e recozimento, a estrutura dos aços I-1 e I-2 é recristalizada, como indicado na figura 3 relativa ao aço I-1. A foto foi realizada no Microscópio Eletrônico de Varredura em contraste cristalino, o que atesta o caráter totalmente recristalizado da estrutura. Os precipitados são muito majoritariamente precipitados eutéticos. Em relação ao aço convencional R-1, os precipitados de TiB_2 provocam uma afinção grande da microestrutura: O tamanho médio de grão é de 3,5 micrometros para o aço I-1 de acordo com a invenção enquanto que ele é igual a 15 micrometros para o aço de referência R-1.

Medições por picnometria indicam que a presença dos precipitados de TiB_2 e de Fe_2B está associada a uma redução significativa da densidade d visto que essa última passa de 7,80 (aço convencional R-1) a 7,33 (aço I-2).

20 Os módulos de elasticidade dos aços I-1 e I-2 medidos no sentido da laminação são respectivamente de 230 GPa e 240 GPa. O módulo de elasticidade do aço de referência R-1 é de 210 GPa. Para chapas solicitadas em flexão das quais o índice de desempenho varia como $E^{1/3}/d$, a utilização dos aços de acordo com a invenção permite uma redução de peso superior a 10% em relação aos aços convencionais.

25 As propriedades mecânicas de tração medidas (limite de elasticidade convencional Re medido a 0,2% de deformação, resistência Rm , alongamento uniforme Au , alongamento na ruptura At) foram levadas para a tabela 2 (chapas laminadas a quente) ou 3 (chapas laminadas a frio e recozidas) abaixo.

Aço	Re (MPa)	Rm (MPa)	Au (%)	At (%)
I-1	300	558	15	22
I-2	244	527	14	20

30

Tabela 2: Características mecânicas de tração das chapas laminadas a quente (sentido paralelo à laminação)

Aço	Re (MPa)	Rm (MPa)	Au (%)	At (%)
I-1	311	565	16	21
I-2	200	300	42	48

Tabela 3: Características mecânicas de tração das chapas laminadas a frio e recozidas (sentido paralelo à laminação)

5 A relação Re/Rm das chapas laminadas a quente ou a frio de acordo com a invenção é próxima de 0,5, traduzindo um comportamento mecânico que se aproxima daquela de um aço Dual-Phase e uma boa aptidão para uma conformação ulterior. Ensaio de soldagem por resistência por pontos foram efetuados em chapas laminadas a frio do aço I-1: a ruptura por ocasião de ensaios de tração-cisalhamento se produz sistematicamente por desabotoamento. É sabido que se trata aí de um modo de ruptura preferido pois associado a uma energia elevada.

10 É anotada também no seio das zonas fundidas em soldagem a presença de precipitados eutéticos de acordo com a invenção, o que contribui para uma homogeneidade das propriedades mecânicas nas uniões soldadas.

15 Propriedades satisfatórias também são obtidas em soldagem LASER e com arco.

Exemplo 2:

20 A tabela 4 abaixo apresenta a composição de três aços de acordo com a invenção.

Aço	C	Mn	Al	Si	S	P	Ti	B	B-(0,45 xTi)
I-3	0,0465	0,082	0,15	0,17	0,0014	0,008	5,5	2,8	0,32
I-4	0,0121	0,086	0,113	1,12	0,002	0,004	5,37	2,86	0,44
I-5	0,0154	0,084	0,1	0,885	0,0019	0,004	5,5	3,16	0,68

Tabela 4: Composições de aços de acordo com a invenção.

25 Os aços foram elaborados por vazamento de semiprodutos, as adições de titânio e de boro sendo efetuadas sob a forma de ferro-ligas. A temperatura de vazamento é de 40°C acima da temperatura de líquido. Em comparação com os aços I-1 e I-2, os aços I-3 a I-5 apresentam um excesso de boro em relação à estequiometria de TiB₂ de tal modo que co-

precipitações eutéticas de TiB_2 e depois de Fe_2B se produzem. As quantidades volumétricas de precipitados eutéticos foram transportadas para a tabela 5.

Aço	% em volume TiB_2	% em volume Fe_2B
I-3	13	3,7
I-4	12,8	5,1
I-5	13	7,9

Tabela 5: Teores em precipitados (% volume) relativos aos aços I-3-4-5.

5 Os precipitados eutéticos têm um tamanho médio inferior a 10 micrometros. A figura 4 ilustra, no caso do aço I-3, a coexistência de precipitados de TiB_2 e de Fe_2B . Os precipitados de Fe_2B aparecem em cinza claro e os precipitados de TiB_2 mais escuros são dispersos no seio da matriz ferrítica.

10 Os semiprodutos foram laminados a quente em condições idênticas àquelas expostas no exemplo 1. Não se observa, aqui também, dano na interface precipitados-matriz. A figura 5 ilustra a microestrutura do aço I-5. Características desses aços laminados a quente foram transportadas para a tabela 6.

Aço	E (GPa)	Re (MPa)	Rm (MPa)	Au(%)	At(%)	D
I-3	245	279	511	10	14	7,32
I-4	250	284	590	11	14	7,32
I-5	254	333	585	8	9	7,30

15 Tabela 6: Características mecânicas de tração das chapas laminadas a quente (sentido paralelo à laminação) e densidade.

Em relação aos aços I-1 e I-2, uma precipitação eutética complementar de Fe_2B em quantidade volumétrica que vai de 3 e 7,9% aumenta o módulo de elasticidade de 5 para 15 GPa.

20 A precipitação complementar de Fe_2B aumenta a resistência mecânica. Quando essa precipitação intervém em proporções excessivas, o alongamento uniforme pode no entanto, ser nitidamente inferior a 8%.

Exemplo 3:

25 Semiprodutos de aço de composição I-2 foram vazados a uma temperatura de 1330°C. Fazendo-se variar a intensidade da vazão de resfriamento desses semiprodutos, e a espessura dos semiprodutos vazados,

duas velocidades de resfriamento foram realizadas, ou seja 0,8 e 12°C/s. As microestruturas apresentadas nas figuras 6 e 7 ilustram que uma velocidade de resfriamento aumentada permite afinar bastante significativamente a precipitação eutética Fe-TiB₂.

5 Exemplo 4:

Chapas de aço de composição I-2 com 2,5 mm de espessura foram soldadas por LASER CO₂ nas condições seguintes: Potência: 5,5 kW, velocidade de soldagem 3 m/mn. Observações micrográficas na zona fundida mostram que uma precipitação eutética Fe-TiB₂ intervém sob uma forma muito fina por ocasião do resfriamento a partir do estado líquido. A quantidade de precipitados na zona fundida é próxima daquela do metal de base. De acordo com as condições locais de resfriamento no momento da solidificação (gradiente local G de temperatura, velocidade de deslocamento R das isoterms), a solidificação intervém sob a forma dendrítica ou sob a forma celular. A morfologia dendrítica é encontrada mais facilmente na ligação com a Zona Afetada pelo Calor, considerando-se as condições locais de solidificação (gradiente G importante, velocidade R baixa).

Os precipitados de TiB₂ estão portanto presentes nas diferentes zonas da ligação (metal de base, ZAC, zona fundida), assim o aumento do módulo de elasticidade e a redução da densidade são realizados no conjunto da união soldada.

Uma chapa de aço I-2 foi também soldada por LASER sem dificuldade operatória com uma chapa de aço doce que pode ser embutido da qual a composição contém (% em peso): 0,003% C, 0,098% Mn, 0,005% Si, 0,059% Al, 0,051% Ti, 0,0003% B, assim como impurezas inevitáveis que resultam da elaboração. A zona fundida compreende ainda uma precipitação eutética Fe-TiB₂, em proporção naturalmente menor do que no caso de uma soldagem autógena. Desse modo, é possível fabricar estruturas metálicas das quais as propriedades de rigidez variam localmente e das quais as características mecânicas correspondem mais especificamente às exigências locais de execução ou de duração de serviço.

30 Exemplo 5:

Chapas laminadas a frio e recozidas de aço I-2 de acordo com a invenção, com espessura de 1,5 mm foram unidas em soldagem por resistência por ponto nas condições seguintes:

- Esforço de união: 6,5 KN (650 daN)
- 5 - Ciclo de soldagem: 3 x (7 períodos de passagem da corrente a uma intensidade I + 2 períodos sem passagem de corrente).

O domínio de soldagem expresso em intensidade I está compreendido entre 7 e 8,5 kA. Os dois bornes desse domínio correspondem por um lado à obtenção de um diâmetro de núcleo superior a 5,2 mm (borne inferior em intensidade) e por outro lado ao aparecimento da centelha por ocasião da soldagem (borne superior). O aço de acordo com a invenção, apresenta portanto uma boa aptidão para a soldagem por resistência por pontos com um domínio de soldabilidade suficientemente amplo, de 1,5 kA.

A invenção permite assim a fabricação de peças de estrutura ou de elementos de reforço com um nível de desempenho aumentado, tanto no plano do alívio de peso intrínseco quando do aumento do módulo de elasticidade. A utilização fácil por soldagem das chapas de aços de acordo com a invenção, torna a incorporação das mesmas possível no seio de estruturas mais complexas em especial com o auxílio de ligações com peças de aço de composição ou de espessura diferentes. Se tirará mais especialmente proveito dessas diferentes características no domínio automobilístico.

REIVINDICAÇÕES

1. Chapa de aço da qual a composição química compreende, os teores sendo expressos em peso:

5

$$0,010\% \leq C \leq 0,20\%$$

$$0,06\% \leq Mn \leq 3\%$$

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

$$0,005\% \leq Al \leq 1,5\%$$

$$S \leq 0,030\%$$

$$P \leq 0,040\%$$

10

titânio e boro em quantidades tais que

$$2,5\% \leq Ti \leq 7,2\%$$

$$(0,45 \times Ti) - 0,35\% \leq B \leq (0,45 \times Ti) + 0,70\%$$

opcionalmente um ou vários elementos escolhidos entre

$$Ni \leq 1\%$$

15

$$Mo \leq 1\%$$

$$Cr \leq 3\%$$

$$Nb \leq 0,1\%$$

$$V \leq 0,1\%$$

20

o resto da composição sendo constituída de ferro e de impurezas inevitáveis que resultam da elaboração.

2. Chapa de aço de acordo com a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de que os teores em titânio e em boro são tais que:

$$- 0,22 \leq B - (0,45 \times Ti) \leq 0,35.$$

25

3. Chapa de aço de acordo com a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de que os teores em titânio e em boro são tais que:

$$- 0,35 \leq B - (0,45 \times Ti) \leq 0,22.$$

4. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 3, caracterizada pelo fato de que o teor em titânio é tal que:

$$4,6\% \leq Ti \leq 6,9\%.$$

30

5. Chapa de aço de acordo com a reivindicação 4, caracterizada pelo fato de que o teor em titânio é tal que:

$$4,6\% \leq Ti \leq 6\%.$$

6. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 5, caracterizada pelo fato de que sua composição compreende, o teor sendo expresso em peso:

$$C \leq 0,080\%.$$

5 7. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 6, caracterizada pelo fato de que sua composição compreende, o teor sendo expresso em peso:

$$C \leq 0,050\%.$$

10 8. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 7, caracterizada pelo fato de que sua composição compreende, o teor sendo expresso em peso:

$$Cr \leq 0,08\%.$$

15 9. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 8, caracterizada pelo fato de que ela compreende precipitados eutéticos de TiB_2 e eventualmente de Fe_2B , cujo tamanho médio é inferior ou igual a 15 micrometros.

20 10. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 9, caracterizada pelo fato de que ela compreende precipitados eutéticos de TiB_2 e eventualmente de Fe_2B , cujo tamanho médio é inferior ou igual a 10 micrometros.

11. Chapa de aço de acordo com a reivindicação 10, caracterizada pelo fato de que mais de 80% em número dos ditos precipitados de TiB_2 têm um caráter monocristalino.

25 12. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 11, caracterizada pelo fato de que o tamanho médio de grão do dito aço é inferior ou igual a 15 micrometros.

13. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 12, caracterizada pelo fato de que o tamanho médio de grão do dito aço é inferior ou igual a 5 micrometros.

30 14. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 13, caracterizada pelo fato de que o tamanho médio de grão do dito aço é inferior ou igual a 3,5 micrometros.

15. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 14, caracterizada pelo fato de que seu módulo de elasticidade medido no sentido da laminação é superior ou igual a 230 GPa.

5 16. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 15, caracterizada pelo fato de que seu módulo de elasticidade medido no sentido da laminação é superior ou igual a 240 GPa.

17. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 16, caracterizada pelo fato de que seu módulo de elasticidade medido no sentido da laminação é superior ou igual a 250 GPa.

10 18. Chapa de aço de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 16, caracterizada pelo fato de que sua resistência é superior ou igual a 500 MPa e seu alongamento uniforme é superior ou igual a 8%.

15 19. Processo de fabricação de acordo com o qual aprovisiona-se um aço como definido em qualquer uma das composições das reivindicações 1 a 8, vaza-se o aço sob a forma de semiproduto, a temperatura de vazamento não excedendo de mais de 40°C a temperatura de líquido do dito aço.

20 20. Processo de fabricação de acordo com a reivindicação 19, caracterizado pelo fato de que vaza-se o dito semiproduto sob a forma de placa fina ou de tira fina entre cilindros contrarrotativos.

21. Processo de fabricação de acordo com a reivindicação 19 ou 20, caracterizado pelo fato de que a velocidade de resfriamento por ocasião da solidificação do dito vazamento é superior ou igual a 0,1 °C/s.

25 22. Processo de fabricação de acordo com qualquer uma das reivindicações 19 a 21, caracterizado pelo fato de que reaquece-se o dito semiproduto antes de laminação a quente, a temperatura e a duração do dito reaquecimento sendo escolhidas de tal modo que a densidade de precipitados eutéticos de TiB_2 e eventualmente de Fe_2B , de tamanho máximo L_{max} superior a 15 micrometros e de fator de forma $f > 5$, seja inferior a $400/mm^2$,
30 e que lamina-se a quente o dito semiproduto.

23. Processo de acordo com qualquer uma das reivindicações 19 a 22, caracterizado pelo fato de que efetua-se uma laminação a quente

do dito semiproduto, opcionalmente uma laminação a frio e um recozimento, as condições de laminação e de recozimento sendo ajustadas de tal modo para que se obtenha uma chapa de aço da qual o tamanho médio de grão é inferior ou igual a 15 micrometros.

5 24. Processo de acordo com qualquer uma das reivindicações 19 a 23, caracterizado pelo fato de que efetua-se uma laminação a quente do dito semiproduto, opcionalmente uma laminação a frio e um recozimento, as condições de laminação e de recozimento sendo ajustadas de tal modo para que se obtenha uma chapa de aço da qual o tamanho médio de grão é inferior ou igual a 5 micrometros.

10 25. Processo de acordo com qualquer uma das reivindicações 19 a 24, caracterizado pelo fato de que efetua-se uma laminação a quente do dito semiproduto, opcionalmente uma laminação a frio e um recozimento, as condições de laminação e de recozimento sendo ajustadas de tal modo para que se obtenha uma chapa de aço da qual o tamanho médio de grão é inferior ou igual a 3,5 micrometros.

·15 26. Processo de acordo com qualquer uma das reivindicações 23 a 25, caracterizado pelo fato de que efetua-se a dita laminação a quente com uma temperatura de final de laminação inferior a 820°C.

20 27. Utilização de uma chapa de aço como definida em qualquer uma das reivindicações 1 a 18, ou fabricada por um processo como definido em qualquer uma das reivindicações 19 a 26, para a fabricação de peças de estrutura ou de elementos de reforço no domínio automobilístico.

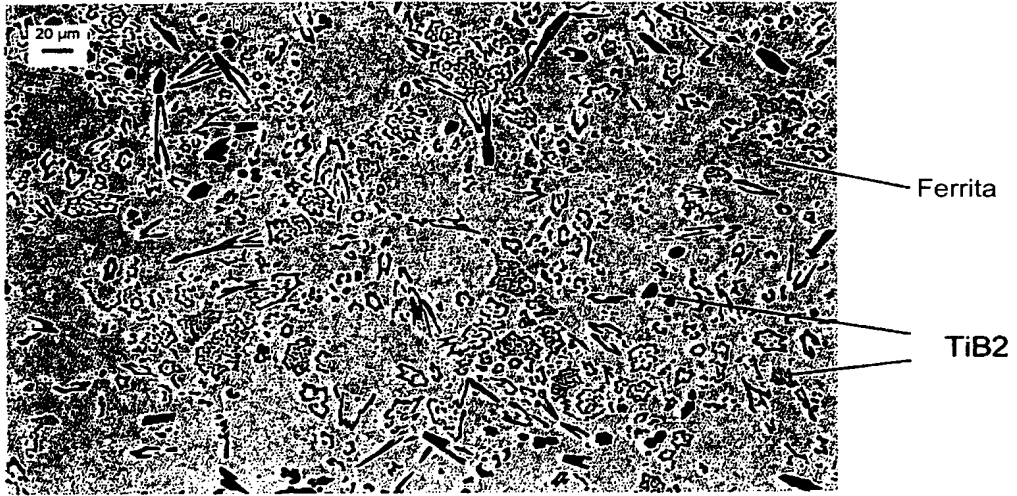


Fig. 1

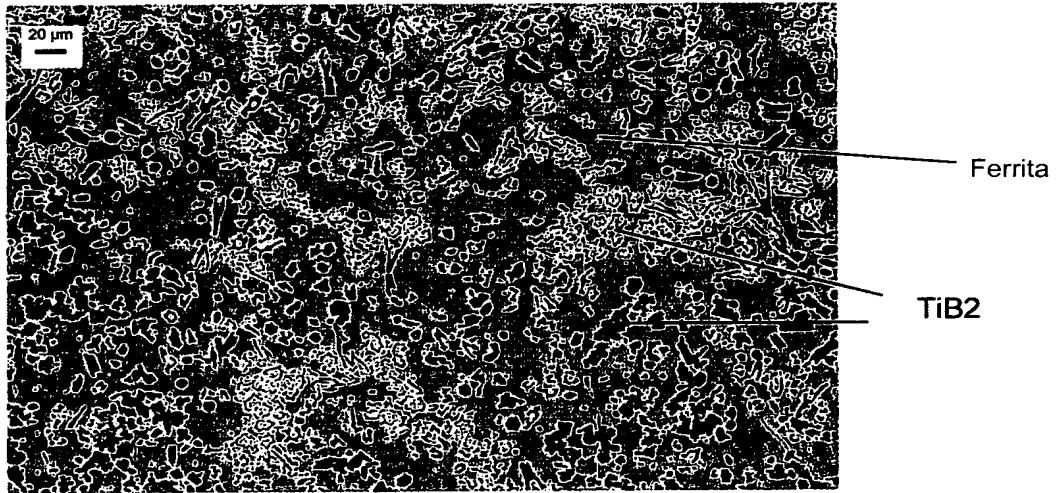


Fig. 2

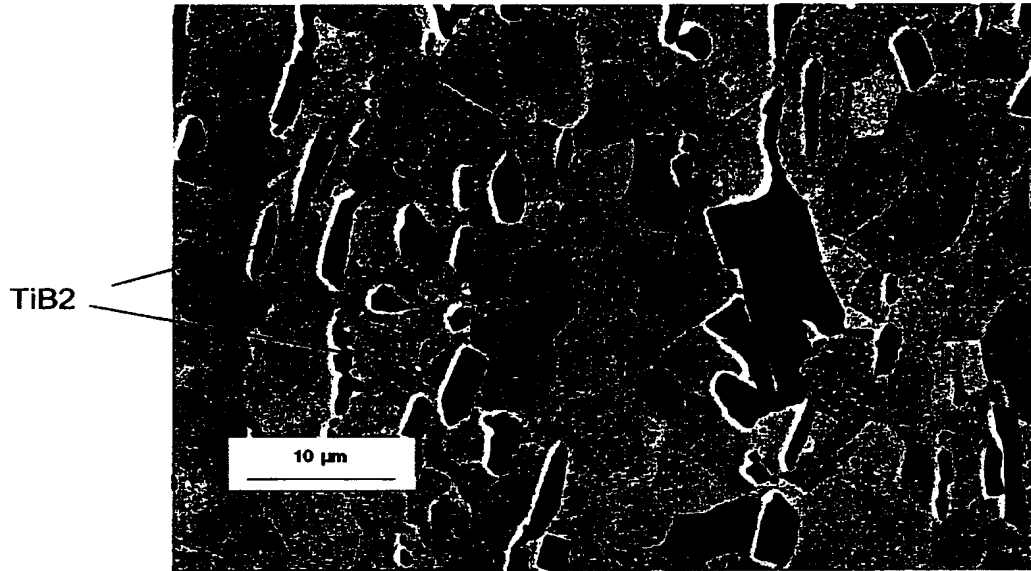


Fig. 3

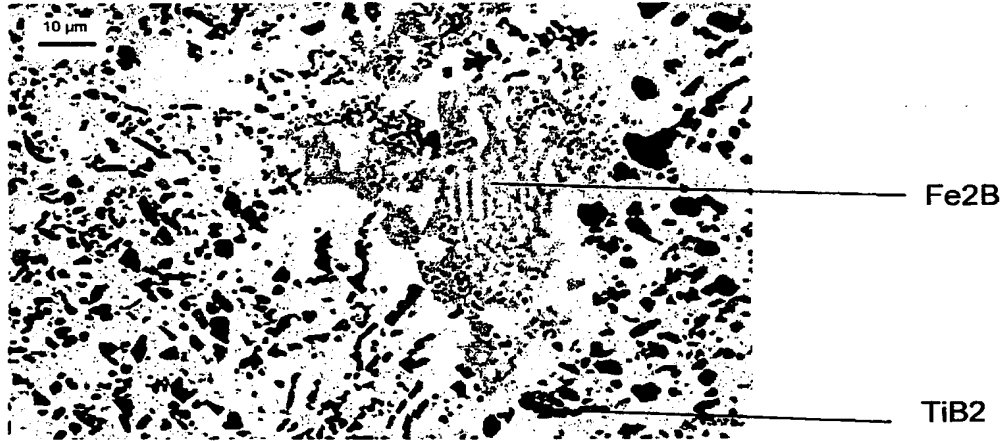


Fig. 4

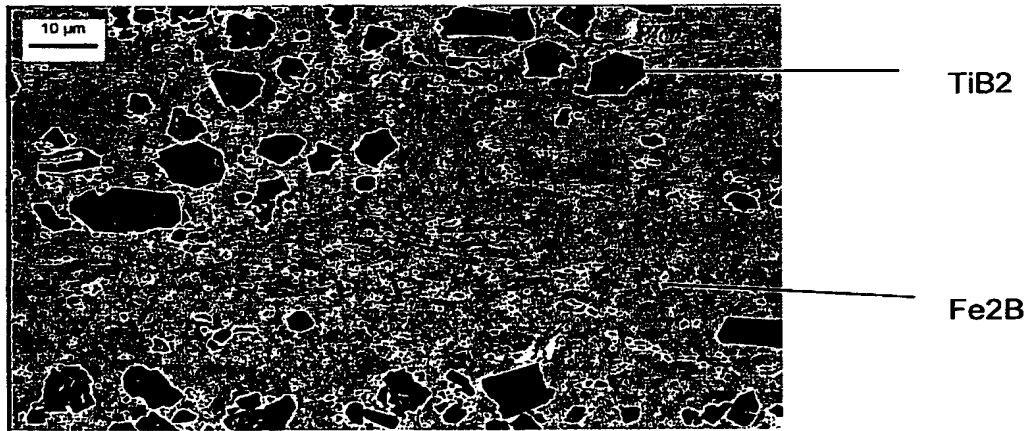


Fig. 5

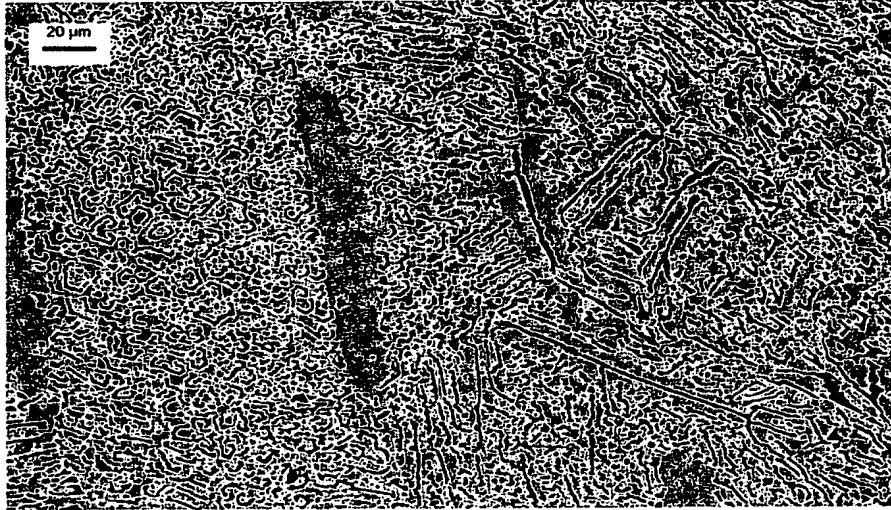


Fig. 6

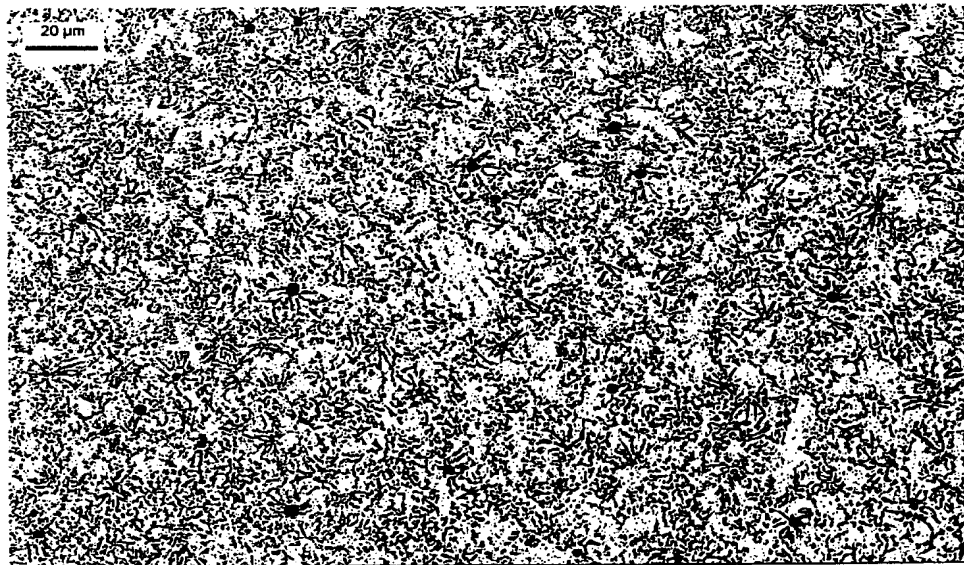


Fig. 7

RESUMO

Patente de Invenção: "**CHAPA DE AÇO PARA A FABRICAÇÃO DE ESTRUTURAS LEVES E PROCESSO DE FABRICAÇÃO DESSA CHAPA**".

A presente invenção refere-se a uma chapa de aço da qual a
5 composição compreende, os teores sendo expressos em peso: $0,010\% \leq C \leq 0,20\%$, $0,06\% \leq Mn \leq 3\%$, $Si \leq 1,5\%$, $0,005\% \leq Al \leq 1,5\%$, $S \leq 0,030\%$, $P \leq 0,040\%$, $2,5\% \leq Ti \leq 7,2\% (0,45 \times Ti) - 0,35\% \leq B \leq (0,45 \times Ti) + 0,70\%$, e opcionalmente um ou vários elementos escolhidos entre $Ni \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cr \leq 3\%$, $Nb \leq 0,1\%$, $V \leq 0,1\%$, o resto da composição sendo constituída de ferro e de impurezas inevitáveis que resultam da elaboração.
10