



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

(11) PI 0708649-0 B1

(22) Data do Depósito: 14/02/2007

(45) Data de Concessão: 29/09/2015
(RPI 2334)



(54) Título: CHAPA DE AÇO LAMINADA A QUENTE TENDO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E CARACTERÍSTICAS DE DUCTILIDADE E TENACIDADE MUITO ALTAS E PROCESSO PARA FABRICAÇÃO DE CHAPA DE AÇO LAMINADA A QUENTE

(51) Int.Cl.: C22C 38/02; C22C 38/04; C22C 38/06; C22C 38/34; C22C 38/38; C21D 1/19

(30) Prioridade Unionista: 07/03/2006 EP 06 290386.9

(73) Titular(es): ARCELORMITTAL FRANCE

(72) Inventor(es): SÉBASTIEN ALLAIN, AUDREY COUTURIER, THIERRY LUNG, CHRISTINE COLIN

Relatório Descritivo da Patente de Invenção para **"CHAPA DE AÇO LAMINADA A QUENTE TENDO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E CARACTERÍSTICAS DE DUCTILIDADE E TENACIDADE MUITO ALTAS E PROCESSO FABRICAÇÃO DE CHAPA LAMINADA A QUENTE"**.

A presente invenção refere-se à fabricação de chapa laminada a quente feita de aço chamado aço "multifase" apresentando simultaneamente um limite de resistência à tração muito alto e uma capacidade de deformação permitindo que operações de conformação a frio sejam executadas. A invenção refere-se mais precisamente a aços de microestrutura predominantemente bainítica tendo um limite de resistência à tração maior que 1200 MPa e uma razão limite de elasticidade/limite de resistência à tração de menos de 0,75. O setor automobilístico e a indústria geral em particular constituem campos de aplicação para tais chapas de aço laminadas a quente.

Na indústria automobilística em particular, há a necessidade contínua para tornar mais leves os veículos e aumentar a segurança. Assim, foram propostas várias famílias de aços oferecendo vários níveis de resistência.

Inicialmente, foram propostos aços que têm elementos de microligas cuja dureza é obtida simultaneamente por precipitação e por refino do tamanho do grão. O desenvolvimento de tais aços foi seguido por aqueles aços de "fase dual" nos quais a presença de martensita dentro de uma matriz ferrítica permite que seja obtido um limite de resistência à tração maior que 450 Mpa juntamente com uma boa capacidade de conformação a frio.

Com o propósito de obter níveis de limite de resistência à tração ainda maiores, foram desenvolvidos aços apresentando comportamento TRIP (plasticidade induzida por transformação) com combinações altamente vantajosas de propriedades (limite de resistência à tração/capacidade de deformação). Essas propriedades são associadas com a estrutura de tais aços, que consiste em uma matriz ferrítica contendo bainita e austenita residual. A austenita residual é estabilizada por uma adição de silício ou alumínio, esses elementos retardando a precipitação de carbonetos na austenita e na bainita. A presença de austenita residual dá a uma chapa não deformada

uma alta ductilidade. Sob o efeito de uma deformação subsequente, por exemplo, quando estressada uniaxialmente, a austenita residual de uma peça feita de aço TRIP é progressivamente transformada para martensita, resultando em substancial endurecimento e atrasando o aparecimento de estreitamento.

Para alcançar um limite de resistência à tração ainda maior, quer dizer um nível maior que 800-1000 Mpa, foram desenvolvidos aços multifase tendo uma estrutura predominantemente bainítica. Na indústria automobilística ou na indústria em geral, tais aços são vantajosamente usados para peças estruturais tais como membros de pára-choques, colunas, várias peças de reforço e resistentes à abrasão. Entretanto, a capacidade de conformação dessas peças requer, simultaneamente, um alongamento suficiente, maior que 10% e uma razão limite de elasticidade/limite de resistência à tração não muito alta de modo a ter uma reserva de plasticidade suficiente.

A Patente US 6 364 968 descreve a fabricação de uma chapa laminada a quente feita de aço microligado com nióbio ou titânio, tendo um limite de resistência à tração maior que 780 Mpa, de estrutura bainítica ou estrutura bainítica/martensítica contendo pelo menos 90% de bainita, com um tamanho de grão de menos que 3 microns. As configurações exemplares na patente mostram que o limite de resistência à tração obtido dificilmente excede 1200 Mpa, juntamente com uma razão R_e/R_m maior que 0,75. Deve também ser notado que os carbonetos presentes nesse tipo de estrutura predominantemente bainítica resultam em dano mecânico quando estão sendo estressados, por exemplo em testes de expansão de furos.

A Patente US 4 472 208 também descreve a fabricação de uma chapa laminada a quente feita de aço microligado com titânio tendo uma estrutura predominantemente bainítica, contendo pelo menos 10% de ferrita e preferivelmente 20 a 50% de ferrita, e precipitação de carboneto de titânio (TiC). Devido à grande quantidade de ferrita, o limite de resistência à tração dos graus fabricados conforme aquela invenção é menor que 1000 MPa, cujo valor pode ser insuficiente para algumas aplicações.

A Patente JP 2004332100 descreve a fabricação de chapa de

aço laminada a quente tendo um limite de resistência à tração maior que 800 MPa, de estrutura predominantemente bainítica, contendo menos de 3% de austenita residual. Entretanto, adições onerosas de nióbio devem ser feitas de modo a obter-se valores altos de limite de resistência à tração.

5 A Patente JP 2004190063 descreve a fabricação de chapa de aço laminada a quente tendo um alto limite de resistência à tração, o produto da resistência à tração multiplicado pelo alongamento sendo maior que 20000 MPa%, e contendo austenita. Entretanto, tal aço contém adições onerosas de cobre, relativo ao teor de enxofre.

10 O objetivo da presente invenção é resolver os problemas acima mencionados. Seu alvo é tornar disponível um aço laminado a quente apresentando um limite de resistência à tração maior que 1200 Mpa juntamente com boa capacidade de conformação a frio, uma razão R_e/R_m de menos de 0,75 e um alongamento na fratura maior que 10%. O alvo da invenção é
15 também fornecer um aço que seja grandemente insensível ao dano quando sendo cortado por um processo mecânico.

O alvo da invenção é também fornecer um aço tendo boa tenacidade de forma a suportar a propagação súbita de um defeito, especialmente quando for estressado dinamicamente. O alvo é alcançar uma energia de
20 fratura Charpy V acima de 28 joules a 20°C. O alvo da invenção é também fornecer um aço apresentando boa capacidade de soldagem quando soldado por meio de métodos padrão de junção dentro da faixa de espessuras de 1 milímetro a mais de 30 milímetros, especialmente durante a soldagem por pontos com resistência ou soldagem a arco, em particular soldagem MAG
25 (Gás Ativo de Metal). A invenção também almeja fornecer um aço cuja composição não inclua elementos de microligas onerosas tais como titânio, nióbio ou vanádio. Dessa forma, o custo de fabricação é reduzido e os esquemas de fabricação termomecânica são simplificados. Seu alvo é também fornecer um aço apresentando um limite de resistência à fadiga muito alto.
30 Em adição, o alvo da invenção é fornecer um processo de fabricação no qual pequenas variações nos parâmetros não provoquem modificações substanciais na microestrutura ou nas propriedades mecânicas.

Para esse propósito, o objetivo da invenção é uma chapa de aço laminada a quente tendo um limite de resistência à tração maior que 1200 MPa, uma razão R_e/R_m menor que 0,75% e uma fenda alongada maior que 10%, cuja composição contém, seu teor sendo expresso em % em peso:

5 $0,10\% \leq C \leq 0,25\%$; $1\% \leq Mn \leq 3\%$; $Al \geq 0,015\%$; $Si \leq 1,985\%$; $Mo \leq 0,30\%$; $Cr \leq 1,5\%$; $S \leq 0,015\%$; $P \leq 0,1\%$; $Co \leq 1,5\%$; $B \leq 0,005\%$; sendo entendido que $1\% \leq Si + Al \leq 2\%$; $Cr + (3 \times Mo) \geq 0,3\%$, o saldo da composição consistindo em ferro e as inevitáveis impurezas resultantes da fusão, a microestrutura do aço consistindo em pelo menos 75% de bainita, austenita residual

10 em uma quantidade igual a ou maior que 5% e martensita em uma quantidade igual a ou maior que 2%.

Preferivelmente, o teor de carbono da chapa de aço é tal que:

$0,10\% \leq C \leq 0,15\%$.

Também preferivelmente o teor de carbono é tal que: $0,15\% \leq C$

15 $\leq 0,17\%$.

De acordo com uma configuração preferida, o teor de carbono é tal que: $0,17\% \leq C \leq 0,22\%$.

Preferivelmente o teor de carbono é tal que: $0,22\% \leq C \leq 0,25\%$.

De acordo com uma configuração preferida, a composição do

20 aço compreende: $1\% \leq Mn \leq 1,5\%$.

Também preferivelmente a composição do aço é tal que: $1,5\% \leq Mn \leq 2,3\%$.

Preferivelmente a composição do aço compreende: $2,3\% \leq Mn \leq 3\%$.

De acordo com uma configuração preferida, a composição do

25 aço compreende: $1,2\% \leq Si \leq 1,8\%$.

Preferivelmente a composição do aço compreende $1,2\% \leq Al \leq 1,8\%$.

De acordo com uma configuração preferida a composição do

30 aço é tal que: $Mo \leq 0,010\%$.

Um outro objetivo da invenção é uma chapa de aço cujo teor de carbono da austenita residual é maior que 1% em peso.

Um outro objetivo da invenção é uma chapa de aço contendo carbonetos entre as camadas de bainita, o número N de intercamadas de carboneto de tamanho maior que 0,1 micron por unidade de área sendo igual a $50.000/\text{mm}^2$ ou menos.

5 Um outro objetivo da invenção é uma chapa de aço contendo martensita/ilhas de austenita residual, o número N_{MA} por unidade de área de martensita/ilhas de austenita residual tendo um tamanho máximo L_{max} maior que 2 microns e tendo um fator de alongamento L_{max}/L_{min} menor que 4 sendo menor que $14.000/\text{mm}^2$.

10 Um outro objetivo da invenção é um processo para fabricação de uma chapa de aço laminada a quente tendo um limite de resistência à tração maior que 1200 MPa, uma razão R_e/R_m de menos que 0,75 e um alongamento na fratura de mais de 10%, na qual:

- é fornecido um aço com a composição acima;

15 - um produto semi-acabado é lingotado desse aço;

- o produto semi-acabado é aquecido até uma temperatura acima de 1150°C ;

- o produto semi-acabado é laminado a quente em uma faixa de temperatura na qual a estrutura do aço é inteiramente austenítica;

20 - então a chapa assim obtida é resfriada a partir de uma temperatura T_{DR} acima do ponto Ar_3 até uma temperatura de transformação T_{FR} de tal forma que a taxa de resfriamento primário V_R entre T_{DR} e T_{FR} está entre 50 e 90°C/s e a temperatura T_{FR} está entre B'_S e $M_S + 50^\circ\text{C}$, B'_S denotando a temperatura definida em relação à temperatura de início da transformação da bainita B_S , e M_S denotando a temperatura de início da transformação da martensita, então

25

- a chapa é resfriada da temperatura T_{FR} a uma taxa de resfriamento secundário V'_R entre $0,08^\circ\text{C/min.}$ e 600°C/min. até a temperatura ambiente.

30 - a temperatura B'_S sendo igual a B_S quando a taxa V'_R estiver entre $0,08$ e 2°C/min. ; e

- a temperatura B'_S sendo igual a $B_S + 60^\circ\text{C}$ quando a taxa V'_R

for maior que $2^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ mas não exceder $600^{\circ}\text{C}/\text{min.}$

Um outro objetivo da invenção é um processo para fabricação de uma chapa de aço laminada a quente tendo um limite de resistência à tração maior que 1200 MPa, uma razão R_e/R_m de menos de 0,75 e um alongamen-
 5 to na fratura de mais de 10%, na qual:

- é fornecido um aço com a composição acima;
- um produto semi-acabado é lingotado desse aço;
- o produto semi-acabado é aquecido até uma temperatura aci-
 ma de 1150°C e é laminado a quente em uma faixa de temperaturas na qual

10 a microestrutura do aço é inteiramente austenítica; então

- a chapa assim obtida é resfriada de uma temperatura T_{DR} aci-
 ma de A_{r3} até uma temperatura intermediária T_I a uma taxa de resfriamento V_{R1} de $70^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ou maior, a temperatura T_I não excedendo 650°C ; então

- a chapa é resfriada da temperatura T_I até uma temperatura T_{FR} ,
 15 a temperatura T_{FR} estando entre B'_S e $M_S + 50^{\circ}\text{C}$, B'_S denotando uma tempe-
 ratura definida em relação à temperatura de início da transformação de bai-
 nita B_S , e M_S denotando a temperatura de início da transformação da mar-
 tensita,

de tal forma que a taxa de resfriamento entre a temperatura T_{DR}
 20 e a temperatura T_{FR} esteja entre 20 e $90^{\circ}\text{C}/\text{s}$; então

- a chapa é resfriada da temperatura T_{FR} a uma taxa de resfria-
 mento secundária V'_R entre $0,08^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ e $600^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ até a temperatura am-
 biente.

- a temperatura B'_S sendo igual a B_S quando a taxa V'_R estiver
 25 entre 0,08 e $2^{\circ}\text{C}/\text{min.}$; e

a temperatura B'_S sendo igual a $B_S + 60^{\circ}\text{C}$ quando a taxa V'_R for
 maior que $2^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ mas não exceder $600^{\circ}\text{C}/\text{min.}$

Um outro objetivo da invenção é um processo para fabricação de
 um a chapa de aço laminada a quente na qual:

- 30
- é fornecido um aço com a composição acima;
 - um produto semi-acabado é lingotado desse aço;
 - o produto semi-acabado é aquecido até uma temperatura aci-

ma de 1150°C;

- o produto semi-acabado é laminado a quente em uma faixa de temperaturas na qual a estrutura do aço é inteiramente austenítica; e

- a temperatura de início do resfriamento primário T_{DR} estando
5 acima de Ar_3 , a temperatura de término do resfriamento primário T_{FR} , a taxa de resfriamento principal V_R entre T_{DR} e T_{FR} e a taxa de resfriamento secundário V'_R são ajustadas de tal forma que a microestrutura do aço consiste em pelo menos 75% de bainita, austenita residual em uma quantidade igual ou maior que 5% e martensita em uma quantidade igual ou maior que 2%.

10 Um outro objetivo da invenção é um processo de fabricação no qual a temperatura de início do resfriamento primário T_{DR} cai acima de Ar_3 , a temperatura de término do resfriamento primário T_{FR} , a taxa de resfriamento primário V_R entre T_{DR} e T_{FR} e a taxa de resfriamento secundário V'_R são ajustadas de tal forma que o teor de carbono da austenita residual é maior que
15 1% em peso.

Um outro objetivo da invenção é um processo no qual a temperatura de início do resfriamento primário T_{DR} cai acima de Ar_3 , a temperatura de término do resfriamento primário T_{FR} , a taxa de resfriamento primário V_R entre T_{DR} e T_{FR} e a taxa de resfriamento secundário V'_R são ajustadas de tal
20 forma que o número de carbonetos intercamadas tendo um tamanho maior que 0,1 microns por unidade de área não exceda 50.000/mm².

Um outro objetivo da invenção é um processo no qual a temperatura de início do resfriamento primário T_{DR} caindo acima de Ar_3 , a temperatura de término do resfriamento primário T_{FR} , a taxa de resfriamento primário V_R entre T_{DR} e T_{FR} e a taxa de resfriamento secundário V'_R são ajustadas
25 de tal forma que o número N_{MA} por unidade de área de martensita/ilhas de austenita residual tendo um tamanho máximo L_{max} maior que 2 microns e um fator de alongamento L_{max}/L_{min} menor que 4 é menor que 14.000/mm².

Um outro objetivo da invenção é o uso de uma chapa de aço
30 laminada a quente conforme as características descritas acima, ou fabricadas por um processo conforme uma das modalidades acima, para a fabricação de peças estruturais ou elementos de reforço no campo automobilístico.

co.

Um outro objetivo da invenção é o uso de uma chapa de aço laminada a quente conforme as características descritas acima, ou fabricadas por um processo conforme uma das modalidades acima, para a fabricação de peças de reforço e estruturais para a indústria em geral e de peças resistentes à abrasão.

Outras características e vantagens da invenção tornar-se-ão aparentes durante o curso da descrição abaixo, dada como forma de exemplo e em relação as figuras aqui anexas, nas quais:

10 - a Figura 1 é uma representação esquemática de uma modalidade do processo de fabricação conforme a invenção, em relação a um diagrama de transformação iniciando a partir da austenita; e

 - a Figura 2 mostra um exemplo da microestrutura de uma chapa de aço conforme a invenção.

15 Sob condições de resfriamento padrão após a laminação a quente, um aço contendo cerca de 0,2% de C e 1,5% de Mn é transformado, no resfriamento a partir da austenita, em bainita composta de camadas de ferrita e carbonetos. Em adição, a microestrutura pode conter uma quantidade relativamente grande de ferrita proeutectóide formada a uma temperatura relativamente alta. Entretanto, o limite de elasticidade desse constituinte é baixo, de forma que não é possível obter um nível de limite de resistência à tração muito alto quando esse constituinte estiver presente. Os aços conforme a invenção não contêm ferrita proeutectóide. Dessa forma, ao limite de resistência à tração é substancialmente aumentado, para além de 1200 MPa. Graças à composição conforme a invenção, a precipitação de carbonetos intercamadas é também retardada e a microestrutura então consiste em bainita, austenita residual e martensita resultando da transformação da austenita. A estrutura também tem uma aparência consistindo em pacotes de bainita fina (um pacote denotando um conjunto de camadas paralelas dentro do mesmo grão de austenita original), cujos limite de resistência à tração e ductilidade são maiores que aquelas da ferrita poligonal. O tamanho das camadas de bainita é da ordem de umas poucas centenas de nanômetros e

20

25

30

o tamanho dos pacotes de camadas é da ordem de uns poucos microns.

Em relação à composição química do aço, o carbono desempenha um papel muito importante na formação da microestrutura e nas propriedades mecânicas. Começando a partir de uma estrutura austenítica formada a uma alta temperatura após a laminação a quente de uma chapa, a transformação de bainita ocorre camadas de ferrita bainítica são inicialmente formadas dentro de uma matriz ainda predominantemente austenítica. Devido à solubilidade muito baixa do carbono na ferrita comparada com aquela na austenita, o carbono é rejeitado entre as camadas. Graças a certos elementos de liga presentes na composição conforme a invenção, em particular graças as adições combinadas de silício e alumínio, ocorre uma precipitação de carbonetos muito limitada, especialmente cementita. Assim, a intercama-
da de austenita ainda não transformada é progressivamente enriquecida com carbono praticamente sem qualquer precipitação significativa de carbonetos ocorrendo na interface austenita/bainita. Esse enriquecimento é tal que a austenita é estabilizada, quer dizer, a transformação em martensita da maioria dessa austenita praticamente não ocorre no resfriamento até a temperatura ambiente. Uma pequena quantidade de martensita não aparece na forma de ilhas, contribuindo para o aumento da resistência à tração.

O carbono também retarda a formação de ferrita proeutectóide, cuja presença deve ser evitada para se obter altos níveis de resistência à tração.

De acordo com a invenção, o teor de carbono está entre 0,10 e 0,25% em peso. Abaixo de 0,10%, uma resistência à tração suficiente não pode ser obtida e a estabilidade da austenita residual é insatisfatória.

Acima de 0,25%, a capacidade de soldagem é reduzida devido à formação de microestruturas de baixa tenacidade na zona afetada pelo calor ou na zona fundida sob condições de soldagem autógenas.

De acordo com uma primeira configuração, o teor de carbono está entre 0,10 e 0,15%. Dentro dessa faixa, a capacidade de soldagem é muito satisfatória e a tenacidade obtida é particularmente alta. A fabricação por lingotamento contínuo é particularmente fácil devido ao modo favorável

de solidificação.

De acordo com uma segunda configuração preferida, o teor de carbono é maior que 0,15% mas não excede 0,17%. Dentro dessa faixa, a capacidade de soldagem é satisfatória e a tenacidade obtida é alta.

5 De acordo com uma terceira configuração preferida, o teor de carbono é maior que 0,17% mas não excede 0,22%. Essa faixa de composição combina otimamente as propriedades de resistência à tração por um lado com as propriedades de ductilidade, tenacidade e por outro lado com a capacidade de soldagem.

10 De acordo com uma quarta configuração preferida, o teor de carbono é maior que 0,22% mas não excede 0,25%. Dessa forma, os níveis mais altos de resistência à tração são obtidos ao custo de uma leve redução na tenacidade.

Quando adicionado em uma quantidade entre 1 e 3% em peso, o manganês, um elemento que promove a formação da fase γ , estabiliza a austenita por baixar a temperatura de transformação Ar_3 . O manganês também contribui para a desoxidação do aço durante a fusão na fase líquida. A adição de manganês também contribui para o efetivo endurecimento da solução sólida e para se alcançar uma maior resistência à tração. Preferivelmente, o teor de manganês está entre 1 e 1,5%. Dessa forma, um endurecimento satisfatório é combinado com nenhum risco de formação de uma estrutura atada nociva. Também preferivelmente, o teor de manganês é maior que 1,5% mas não excede 2,3%. Dessa forma, os efeitos desejado acima são obtidos sem um correspondente aumento excessivo na capacidade de endurecimento no resfriamento em conjuntos soldados. Também preferivelmente, o teor de manganês é maior que 2,3% mas não excede 3%. Acima de 3%, o risco de precipitação de carbonetos, ou o risco de formação de estruturas ligadas prejudiciais, torna-se muito alto. Sob as condições definidas conforme a invenção, em combinação com adições de molibdênio e/ou de cromo, um limite de resistência à tração maior que 1300 MPa pode ser obtido.

De acordo com a invenção, silício e alumínio em conjunto de-

semprenham um papel importante.

O silício inibe a precipitação de cementita quando se resfria a partir da austenita, por retardar consideravelmente o crescimento de carbonetos. Isto deriva do fato de que a solubilidade do silício na cementita é muito baixa e que esse elemento aumenta a atividade do carbono na austenita. Dessa forma, se qualquer núcleo de cementita se formasse na interface ferrita/austenita, o silício seria rejeitado na interface. A atividade do carbono é então aumentada nesta zona austenítica enriquecida com silício. O crescimento da cementita é então retardado uma vez que o gradiente de carbono entre a cementita e a zona austenítica adjacente é reduzida. Uma adição de silício portanto ajuda a estabilizar uma quantidade suficiente de austenita residual na forma de películas finas que aumentam localmente a resistência ao dano e que evitam a formação de carbonetos frágeis.

O alumínio é um elemento muito eficaz para desoxidação do aço. Para esse propósito, seu teor é de 0,015% ou maior. Como o silício, ele tem uma solubilidade muito baixa na cementita e estabiliza a austenita residual.

Foi demonstrado que os efeitos do alumínio e do silício na estabilização da austenita são muito similares. Quando os teores de silício e de alumínio são tais que $1\% \leq \text{Si} + \text{Al} \leq 2\%$, uma estabilização satisfatória da austenita é alcançada, permitindo que a microestrutura desejada seja formada enquanto mantém as propriedades de uso satisfatórias. Devido ao fato de que o teor mínimo de alumínio é de 0,015%, o teor de silício não excede 1,985%.

Preferivelmente, o teor de silício está entre 1,2 e 1,8%. Dessa forma, a precipitação de carbonetos é evitada e uma excelente capacidade de soldagem é obtida – nenhuma fratura é observada na soldagem MAG, com uma latitude suficiente em termos de parâmetros de soldagem. Soldas produzidas por soldagem com resistência por pontos ao também livres de defeitos. Além disso, uma vez que o silício estabiliza a fase ferrítica, uma quantidade de 1,8% ou menos evita a formação de ferrita proeutectóide indesejável. Uma adição excessiva de silício provoca também a formação de

óxidos altamente aderentes e o possível aparecimento de defeitos de superfície, resultando em particular em uma falta de capacidade de umidade nas operações de galvanização por imersão a quente.

5 Também preferivelmente, esses efeitos são obtidos quando o teor de alumínio está entre 1,2 e 1,8%. A um teor equivalente, os efeitos do alumínio são muito similares àqueles mencionados acima no caso do silício. Entretanto, o risco de aparecerem defeitos de superfície é reduzido.

10 O molibdênio retarda a transformação da bainita, contribui para o endurecimento da solução sólida e também refina o tamanho das camadas de bainita formadas. De acordo com a invenção, o teor de molibdênio não excede 0,3% de modo a evitar a formação excessiva das estruturas de endurecimento.

15 Em uma quantidade de menos de 1,5%, o cromo tem um efeito muito similar ao molibdênio uma vez que ele também contribui para a prevenção da formação de ferrita proeutectóide e para o endurecimento e refino da microestrutura de bainita.

20 De acordo com a invenção, os teores de cromo e molibdênio são tais que: $Cr + (3 \times Mo) \geq 0,3\%$. Os coeficientes de cromo e de molibdênio nesta relação resultam na capacidade respectiva relativamente alta desses dois elementos para retardar a transformação da ferrita – quando a desigualdade acima é satisfeita, a formação de ferrita proeutectóide é evitada sob as condições de resfriamento específicas conforme a invenção.

25 Entretanto, o molibdênio é um elemento muito oneroso. Os inventores demonstraram que é possível produzir um aço particularmente economicamente limitando-se o teor de molibdênio para 0,010% e pela compensação para essa redução pela adição de cromo de modo a satisfazer a relação $Cr + (3 \times Mo) \geq 0,3\%$.

30 O enxofre, em uma quantidade maior que 0,015%, tende a precipitar-se excessivamente na forma de sulfetos de manganês, o que reduz grandemente a capacidade de conformação.

O fósforo é um elemento conhecido por segregar nos limites dos grãos. Seu teor deve ser limitado a 0,1% de modo a manter uma suficiente

ductilidade a quente. As limitações de enxofre e de fósforo também permitem uma boa capacidade de soldagem para ser obtido em soldagem por pontos.

5 O aço pode também conter cobalto. Em uma quantidade não excedendo 1,5%, esse elemento endurecedor permite que o teor de carbono na austenita residual seja aumentada. Entretanto, a quantidade deve ser também limitada por razões de custo.

10 O aço pode também conter boro em uma quantidade não excedendo 0,005%. Tal adição aumenta a capacidade de endurecimento no resfriamento e contribui para a eliminação de ferrita proeutectóide. Ele também ajuda a aumentar os níveis de resistência à tração.

O saldo da composição consiste nas inevitáveis impurezas resultantes da fusão, tais como, por exemplo, nitrogênio.

15 De acordo com a invenção, a microestrutura do aço consiste em pelo menos 75% de bainita, austenita residual em uma quantidade igual a, ou maior que, 5% e martensita em uma quantidade igual a, ou maior que, 2%, esses teores se referindo a porcentagens por unidade de área. Essa estrutura predominantemente bainítica, sem ferrita proeutectóide, dá uma resistência muito alta ao dano mecânico subsequente.

20 A microestrutura da chapa laminada a quente conforme a invenção contém austenita residual em uma quantidade de não menos que 5%, que é preferivelmente rica em carbono e estabilizada à temperatura ambiente, especialmente por adições de silício e alumínio. A austenita residual está presente na forma de películas de intercamadas ou ilhas na bainita, variando
25 em tamanho de umas poucas centenas de microns a uns poucos microns.

Uma quantidade de austenita residual menor que 5% não torna possível para as películas de intercamadas aumentar significativamente a resistência ao dano.

30 Preferivelmente, o teor de carbono da austenita residual é maior que 1% de modo a reduzir a formação de carbonetos e para obter uma austenita residual que seja suficientemente estável à temperatura ambiente.

A Figura 2 mostra um exemplo da microestrutura de uma chapa

de aço conforme a invenção. A austenita residual A, tendo aqui um teor de área de 7%, aparece em branco, na forma de ilhas ou películas. A martensita M, aqui com um teor de área de 15%, está na forma de um constituinte muito escuro em uma matriz bainítica B que aparece em cinza.

- 5 Dentro de algumas das ilhas, o teor de carbono local, e, portanto, a capacidade local de endurecimento no resfriamento, pode variar. A austenita residual é então associada localmente com a martensita dentro dessas ilhas, que são referidas pelo termo ilhas "M-A", que combinam martensita e austenita residual. Dentro do contexto da invenção, foi demonstrado que
- 10 uma morfologia específica das ilhas M-A é particularmente procurada depois. A morfologia das ilhas M-A pode ser revelada por meio de reagentes químicos adequados conhecidos de *per se*. Após a causticação química as ilhas M-A aparecem, por exemplo, brancas em uma matriz bainítica escura. Essas ilhas são observadas por microscopia ótica a ampliações variando de
- 15 cerca de 500x a 1500x sobre uma área tendo uma população estatisticamente representativa. O tamanho máximo $L_{\max}$ e o tamanho mínimo $L_{\min}$ de cada uma das ilhas é determinado, por exemplo, por meio de um software de análise de imagem conhecido de *per se*, tal como, por exemplo, o software Visilog[®] da Noesis. A razão do tamanho máximo para o tamanho mínimo
- 20 $L_{\max}/L_{\min}$ caracteriza o fator alongamento de uma dada ilha. De acordo com a invenção, uma ductilidade particularmente alta é obtida reduzindo-se o número N_{MA} das ilhas M-A tendo um comprimento máximo $L_{\max}$ maior que 2 microns e tendo um fator de alongamento menor que 4. Essas grandes ilhas volumosas provam ser zonas de iniciação preferencial durante o subsequente
- 25 estresse mecânico. De acordo com a invenção, o número de ilhas N_{MA} por unidade de área deve ser menor que 14.000/mm².

A estrutura dos aços conforme a invenção também contém, complementando a bainita e a austenita residual, martensita em uma quantidade igual a, ou maior que, 2%. Essa característica permite um endurecimento adicional, alcançando assim um limite de resistência à tração maior

30 que 1200 MPa.

Preferivelmente, o número de carbonetos localizados nas posi-

ções de intercamada, que são geralmente mais brutos, com um tamanho maior que 0,1 microns, é limitado. Esses carbonetos podem ser observados, por exemplo, sob um microscópio ótico a uma ampliação de 1000x ou maior. Foi demonstrado que N, o número de intercamadas de carbonetos com um tamanho maior que 0,1 microns por unidade de área, deve ser menor que 50.000/mm², caso contrário o dano torna-se excessivo durante o estresse subsequente, por exemplo, em testes de expansão de furos. Em adição, a presença excessiva de carbonetos pode ser a causa da iniciação prematura da fratura e de uma redução na tenacidade.

10 O processo para fabricação de uma chapa laminada a quente conforme a invenção é implementado como segue:

- é fornecido um aço de composição conforme a invenção;

- um produto semi-acabado é lingotado a partir desse aço. O lingotamento pode ser executado como lingotes, ou continuamente na forma de placas com uma espessura de cerca de 200 mm. O produto semi-acabado pode também ser lingotado na forma de placas finas com umas poucas dezenas de milímetros de espessura, ou tiras finas ao serem lingotados entre cilindros de aço em contra-rotação;

- os produtos semi-acabados lingotados são inicialmente aquecidos até uma temperatura acima de 1150°C de modo a alcançar, em todos os pontos, uma temperatura favorável a altas deformações que o aço sofrerá durante a laminação. Naturalmente, no caso de lingotamento direto de placas finas ou tiras finas entre cilindros em contra-rotação, a etapa de laminar a quente esses produtos semi-acabados começando acima de 1150°C pode ser executada diretamente após o lingotamento, de forma que a etapa de reaquecimento intermediário é desnecessária nesse caso;

- o produto semi-acabado é laminado a quente em uma faixa de temperaturas na qual a estrutura do aço é completamente austenítica até uma temperatura final de laminação T_{FL} , com referência à Figura 1 anexa. Essa figura mostra um diagrama de fabricação termomecânica 1 conforme a invenção e um diagrama de transformação indicando a região de transformação da ferrita 2, a região de transformação da bainita 3 e a região de

transformação da martensita 4; e

- uma etapa de resfriamento controlado é então executada, começando a uma temperatura T_{DR} , caindo acima da A_{r3} (temperatura de início da transformação austenita-para-ferrita), e acabamento a uma temperatura T_{FR} (temperatura de fim-de-resfriamento). A taxa média de resfriamento entre T_{DR} e T_{FR} é igual a V_R . Esse resfriamento e a taxa associada V_R são chamados de resfriamento primário e taxa de resfriamento primário. De acordo com a invenção, a taxa V_R está entre 50 e 90°C/s. Quando a taxa de resfriamento for menor que 50°C/s, a ferrita proeutectóide se forma, isto sendo prejudicial à obtenção de propriedades de alta resistência. De acordo com a invenção, a transformação austenita-para-ferrita é assim evitada. Quando a taxa V_R for maior que 90°C/s, há o risco da formação de martensita e fazendo aparecer a estrutura heterogênea. A taxa de resfriamento conforme a invenção é vantajosa do ponto de vista industrial uma vez que é desnecessário que a chapa seja resfriada muito rapidamente após a laminação a quente, por exemplo, a uma taxa de cerca de 200°C/s. Isto evita a necessidade de instalações específicas onerosas. A faixa de taxas de resfriamento conforme a invenção pode ser obtida pulverizando-se água ou uma mistura ar-água, dependendo da espessura da chapa.

O processo pode também ser implementado de acordo com a variante a seguir. Começando da temperatura T_{DR} , um aço é resfriado rapidamente até uma temperatura T_1 de 650°C ou menos. A taxa V_{R1} desse resfriamento rápido é maior que 70°C/s. O aço é então resfriado até uma temperatura T_{FR} de tal forma que a taxa média de resfriamento entre T_{DR} e T_{FR} esteja entre 20 e 90°C/s. Essa variante tem a vantagem de requerer um resfriamento mais lento na média entre T_{DR} e T_{FR} que na variante anterior, desde que um resfriamento mais rápido na taxa V_{R1} a partir de T_{DR} seja executado para garantir a ausência de ferrita proeutectóide.

Após esta primeira fase de resfriamento rápido realizada conforme uma das duas variantes acima, uma fase de resfriamento mais lento é realizada, chamada resfriamento secundário, que começa a uma temperatura T_{FR} entre B'_S e $M_S + 50^\circ\text{C}$ e que termina à temperatura ambiente. A taxa

de resfriamento secundário é denotada por V'_R . A temperatura de início da transformação de martensita é denotada por M_S . A temperatura B'_S é definida em relação à temperatura B_S , a temperatura de início da transformação de bainita, da seguinte forma:

- 5 - quando um resfriamento secundário muito lento é realizado a uma taxa V'_R entre $0,08\text{ }^\circ\text{C/min.}$ e $2\text{ }^\circ\text{C/min.}$, $B'_S = B_S$, a temperatura de início da transformação da bainita. Esta temperatura B_S pode ser determinada experimentalmente ou avaliada a partir da composição por meio de formulas conhecidas de *per se*. A Figura 1 ilustra esse primeiro método de fabricação;
- 10 - quando, começando em T_{FR} , a chapa laminada a quente é resfriada a uma taxa de V'_R maior que $2\text{ }^\circ\text{C/min.}$, mas não excedendo $600\text{ }^\circ\text{C/min.}$, $B'_S = B_S + 60\text{ }^\circ\text{C.}$.

O primeiro caso corresponde à fabricação das chapas mais finas, até cerca de 15 mm, que são bobinadas a quente e então resfriadas lentamente após a operação de bobinamento. O segundo caso corresponde à fabricação de chapas mais grossas que não são bobinadas a quente. Dependendo da espessura da chapa, taxas de resfriamento maiores que $2\text{ }^\circ\text{C/min.}$ mas não excedendo $600\text{ }^\circ\text{C/min.}$ corresponde a um resfriamento levemente acelerado ou ao resfriamento a ar.

20 Quando a temperatura de fim-de-resfriamento estiver acima de B'_S , o enriquecimento do carbono da austenita é insuficiente. Após o resfriamento completo, são formados carbonetos ou ilhas de martensita. Dessa forma, é possível obter-se um aço tendo uma estrutura de fase dual, mas a combinação de cujas propriedades (resistência/ductilidade) é inferior àquela da invenção. Essas estruturas têm também uma maior sensibilidade ao dano

25 que aquela da invenção.

Quando a temperatura de fim-de-resfriamento estiver abaixo de $M_S + 50\text{ }^\circ\text{C}$, o enriquecimento do carbono da austenita é excessivo. Sob certas condições industriais, há um risco de formação de uma estrutura ligada

30 pronunciada e de excessiva transformação da martensita.

Assim, sob as condições conforme a invenção, o processo tem uma baixa sensibilidade à variação dos parâmetros de fabricação.

O resfriamento secundário associado com uma temperatura T_{FR} entre B'_S e $M_S + 50^\circ C$ permite que a transformação de austenita-para-bainita seja controlada, enriquece localmente essa austenita de modo a estabilizá-la, e permite que uma razão adequada (bainita/austenita residual/martensita) seja obtida.

Dentro do contexto da invenção, é também possível ajustar-se a taxa de resfriamento primário V_R entre T_{DR} e T_{FR} , a temperatura de fim-de-resfriamento T_{FR} e a taxa de resfriamento secundário V'_R de tal forma que a microestrutura do aço consiste em pelo menos 75% de bainita, austenita residual em uma quantidade igual a 5% ou maior e martensita em uma quantidade igual a 2% ou maior.

Os parâmetros T_{DR} , T_{FR} , V_R e V'_R , ajustados de forma a obter-se pelo menos 75% de bainita, pelo menos 5% de austenita e pelo menos 2% de martensita, serão escolhidos da seguinte maneira:

- T_{DR} será escolhido para estar acima de A_{R3} de modo a evitar a formação de ferrita proeutectóide, enquanto ainda evita o crescimento excessivo do grão austenítico, e refinar a microestrutura final;

- a taxa de resfriamento V_R será escolhida de forma a ser tão rápida quanto possível, de modo a evitar uma transformação de perlita (que resultaria em um teor insuficiente de austenita residual) e transformação de ferrita, enquanto ainda permanecendo dentro do controle de capacidades de uma linha industrial de modo a obter homogeneidade microestrutural nas direções longitudinal e transversal da chapa laminada a quente. Entretanto, a taxa de resfriamento V_R deve ser limitada de forma a evitar a formação de uma microestrutura que seja heterogênea por toda a espessura da chapa;

- a taxa de resfriamento V'_R é essencialmente dependente das capacidades de fabricação de locais industriais e da espessura da chapa;

- independentemente de V'_R , a T_{FR} será escolhida para ser suficientemente baixa para evitar uma transformação de perlita, o que resultaria em uma transformação incompleta de bainita e em um teor de austenita residual de menos de 5%;

- em adição, se a taxa de resfriamento V'_R for rápida, a tempera-

tura T_{FR} será escolhida para ser suficientemente alta para permitir tempo para que a transformação de bainita ocorra acima da região de martensita. A formação de mais de 20% de martensita por uma transição muito rápida na região de martensita é, portanto, evitada. Essa última transformação ocorre às custas da transformação de bainita e da estabilização da austenita residual; e

- se a taxa de resfriamento V'_R for lenta, uma variação na temperatura T_{FR} dentro da faixa entre B'_S e $M_S + 50^\circ C$ teria pouca influência na microestrutura final.

Esses parâmetros podem também ser ajustados de forma a se obter uma morfologia e natureza das ilhas M-A particulares, em particular escolhidas de forma que o número N_{MA} de martensita/ilhas de austenita residual tendo um tamanho maior que 2 microns e tendo um fator de alongamento menor que 4 é menor que $14.000/mm^2$. Esses parâmetros podem também ser ajustados de forma que o teor de carbono da austenita residual seja maior que 1% em peso. Em particular, uma taxa de resfriamento V_R muito alta não será escolhida de modo a evitar a formação excessiva de ilhas de M-A brutas. Os parâmetros V_R , T_{FR} e V'_R podem também ser ajustados de forma que o número N dos carbonetos bainíticos de tamanho maior que 0,1 micron por unidade de área não exceda $50.000/mm^2$.

Exemplo

Aços com as composições dadas na tabela abaixo, expressas em porcentagem em peso, foram fundidos. Fora os aços I-1 a I-9 que foram usados para fabricação de chapas conforme a invenção, a tabela indica, para comparação, as composições dos aços R-1 a R-9 que foram usados para fabricar as chapas de referência.

Tabela 1 Composições de aços (% peso): I= conforme a invenção; R= referência

Aço	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Al(%)	Si+Al (%)	Mo (%)	Cr (%)	Cr+(3xMo) (%)	S (%)	P(%)
I-1	0,21	1,56	1,46	0,025	1,485	0,245	1,49	2,21	<0,003	<0,015
I-2	0,185	2,29	1,49	0,025	1,515	0,26	-	0,78	<0,003	<0,015
I-3	0,185	2	1,5	0,025	1,525	0,25	1,49	2,24	<0,003	<0,015
I-4	0,215	2,05	1,5	0,025	1,525	0,245	1,49	2,25	<0,003	<0,015
I-5	0,22	2,28	1,5	0,025	1,5	0,255	-	0,765	<0,003	<0,015
I-6	0,18	1,59	1,43	0,025	1,455	0,24	0,76	1,56	<0,003	<0,015
I-7	0,19	2,29	1,49	0,025	1,515	0,26	-	0,78	<0,003	<0,015
R-1	0,197	1,48	1,5	0,025	1,525	-	-	-(*)	<0,003	<0,015
R-2	0,196	1,87	1,5	0,025	1,525	0,19	-	0,57	<0,003	<0,015
R-3	0,2	1,5	1,5	0,025	1,525	-	0,4	0,4	<0,003	<0,015
R-4	0,195	1,53	1,42	0,048	1,468	0,295	-	0,885	<0,003	<0,015
R-5	0,18	1,48	1,39	0,04	1,43	0,29	-	0,87	0,003	0,002
R-6	<u>0,285(*)</u>	2,25	1,5	0,025	1,525	0,255	-	0,765	<0,003	<0,015
R-7	<u>0,29(*)</u>	1,59	1,55	0,025	1,575	0,25	0,75	1,5	<0,003	<0,015
R-8	<u>0,547(*)</u>	1,49	1,52	0,04	1,56	-	-	-(*)	<0,003	<0,015
R-9	0,195	1,53	1,42	0,05	1,47	0,3	-	0,9	<0,003	<0,015

(*): sem conformidade com a invenção.

Legenda: Steel = aço

(*): sem conformidade com a invenção

Produtos semi-acabados correspondendo às composições acima foram aquecidos até 1200°C e laminados a quente até uma espessura de 3 mm ou 12 mm em uma faixa de temperatura na qual a estrutura foi inteiramente austenítica. As temperaturas de início do resfriamento T_{DR} entre 820 e 945°C, estavam também dentro da região austenítica. As taxas de resfriamento V_R entre T_{DR} e T_{FR} , as temperaturas de fim-de-resfriamento T_{FR} e as taxas de resfriamento secundário V'_R estão indicadas na Tabela 2. Iniciando por qualquer composição, certos aços (I-1, I-2, I-5, R-7) foram submetidos a várias condições de fabricação. As referências I-1a I-1b e I-1c denotam, por exemplo, três chapas de aço produzidas sob diferentes condições a partir do aço de composição I-1. As chapas de aço I-1a a I-1c, I-4, I-5a, I-5b e R-6 têm uma espessura de 12 mm, as outras chapas tendo uma espessura de 3 mm.

A Tabela 2 também indica as temperaturas de transformação B'_S e $M_S + 50^\circ\text{C}$ calculadas a partir das composições químicas por meio das expressões a seguir, as composições sendo expressas em porcentagens em peso:

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

$$M_S(^{\circ}\text{C}) = 561 - 474(\text{C}) - 33(\text{Mn}) - 17(\text{Ni}) - 17(\text{Cr}) - 21(\text{Mo})$$

Também são indicados os vários constituintes microestruturais medidos por microscopia quantitativa: a fração por unidade de área de bainita, de austenita residual por difração de raios x ou por medição por saturação magnética, e de martensita. As ilhas M-A foram demonstradas com o reagente Klemm. Sua morfologia foi examinada por meio de um software de análise de imagem de modo a determinar os parâmetros N_{MA} . Em certos casos, a possível presença de carbonetos com um tamanho maior que 0,1 microns dentro da fase bainita foi examinada por meio de causticação com Nital e observação sob um microscópio ótico a uma alta ampliação. Foi determinado o número N (por mm^2) de intercamadas de carbonetos maior em tamanho que 0,1 microns.

Tabela 2: Condições de fabricação e microestrutura das chapas laminadas a quente obtidas - l= conforme a invenção; R= referência

Espessura da chapa de aço	V _R (°C/s)	T _{FR} (°C)	V ^R	B _s ' (°C)	M _s +50° (°C)	Bainita (%)	Austenita residual (%)	Martensita (%)	N°carbo-netos (/mm²)
l-1a (12mm)	56	509	50°C/min	508+60	430	n.d.	11	n.d.	n.d.
l-1b (12mm)	50	563	50°C/min	508+60	430	n.d.	12	n.d.	n.d.
l-1c (12mm)	57	450	50°C/min	508+60	430	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.
l-2a (3mm)	50	450	0,33°C/min	553	442	78	7	15	20000
l-2b (3mm)	50	500	0,33°C/min	553	442	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.
l-3a (3mm)	50	450	0,33°C/min	475	429	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.
l-3b (3mm)	50	450	0,33°C/min	475	429	n.d.	7	n.d.	42000
l-4 (12mm)	74	471	50°C/min	462+60	411	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.
l-5a (12mm)	52	495	50°C/min	546+60	428	n.d.	9	n.d.	n.d.

Tabela 2: Condições de fabricação e microestrutura das chapas laminadas a quente obtidas - I= conforme a invenção; R= referência (Continuação)

Espessura da chapa de aço	V _R (°C/s)	T _{FR} (°C)	V ^R	B _s (°C)	M _s +50° (°C)	Bainita (%)	Austenita residual (%)	Martensita (%)	Nºcarbo-netos (/mm²)
I-5b (12mm)	59	554	50°C/min	546+60	428	n.d.	9	n.d.	n.d.
I-6 (3mm)	50	455	0,33°C/min	565	455	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.
I-7 (3mm)	50	450	0,33°C/min	551	440	n.d.	5	n.d.	260 00
R-1 (3mm)	<u>200(*)</u>	<u>400(*)</u>	0,33°C/min	644	469	89	11	- <u>(*)</u>	0
R-2 (3mm)	<u>200(*)</u>	<u>400(*)</u>	0,33°C/min	593	452	88	12	- <u>(*)</u>	0
R-3 (3mm)	<u>200(*)</u>	<u>400(*)</u>	0,33°C/min	613	460	86	14	- <u>(*)</u>	0
R-4 (3mm)	<u>100(*)</u>	500	0,33°C/min	615	462	<u>70(*)</u>	7	23	<u>>50000(*)</u>
R-5 (3mm)	<u>100(*)</u>	<u>400(*)</u>	0,33°C/min	605	462	<u>74(*)</u>	12	14	0
R-6 (12mm)	48	450	50°C/min	529+60	396	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.
R-7a (3mm)	50	450	0,33°C/min	535	403	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.
R-7b (3mm)	50	<u>350(*)</u>	0,33°C/min	535	403	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.
R-8 (3mm)	<u>30(*)</u>	450	0,33°C/min	548	303	96	<u>4(*)</u>	- <u>(*)</u>	n.d.
R-9 (3mm)	<u>300(*)</u>	<u>20(*)</u>	0,33°C/min	615	462	- <u>(*)</u>	- <u>(*)</u>	100	n.d.

(*):não conformidade com a invenção. n.d.: não determinado

As propriedades de tensão obtidas (limite de elasticidade R_e , limite de resistência à tração R_m , alongamento uniforme A_u e alongamento na fratura A_b estão dados na Tabela 3. A razão R_e/R_m é também indicada. Em certos casos, a energia de fratura KCV a 20°C foi determinada nos espécimes de teste de tenacidade em V.

Em adição, foi avaliado o dano devido ao corte (por exemplo, cisalhamento ou perfuração), que poderia possivelmente reduzir a subsequente capacidade de deformação de uma peça cortada. Com esse propósito, espécimes medindo 20 x 80 mm² foram cortados por cisalhamento. Alguns desses espécimes foram então polidos em suas bordas. Os espécimes foram então revestidos com malhas fotodepositadas e então submetidos a um teste de tensão uniaxial até a fratura. A tensão principal ϵ_1 paralela à direção do estresse foi medida tão próximo quanto possível da iniciação da fratura a partir das malhas deformadas. Essa medição foi executada em espécimes tendo bordas cortadas mecanicamente e em espécimes tendo bordas polidas. A sensibilidade ao corte foi avaliada pelo fator de dano Δ , onde $\Delta = [\epsilon_1 \text{ (bordas cortadas)} - \epsilon_2 \text{ (bordas polidas)}] / \epsilon_2 \text{ (bordas polidas)}$.

A capacidade de soldagem para solda a arco (processo MAG) e para soldagem de resistência por pontos dessas chapas de aço fora, também determinadas;

Tabela 3: Propriedades mecânicas das chapas laminadas a quente obtidas -
I= conforme a invenção. R= referência

Chapa de aço	Re (MPa)	Rm(MPa)	Re/Rm	Au (%)	At (%)	KCV (20°C) Joules)	Δ (%)
I-1a	850	1322	0,643	6,5	13,3	48	n.d.
I-1b	864	1307	0,661	6,2	14,5	44	n.d.
I-1c	789	1343	0,587	6,1	12,6	28	n.d.
I-2a	747	1262	0,592	6,9	12,5	n.d.	n.d.
I-2b	718	1209	0,594	7,8	10,8	n.d.	n.d.
I-3a	903	1433	0,630	6,0	12,3	n.d.	n.d.
I-3b	863	1384	0,624	7,5	12,4	n.d.	-13%
I-4	977	1469	0,665	5,2	15,9	49	n.d.
I-5a	994	1382	0,719	4,4	13,2	86	n.d.
I-5b	914	1299	0,704	4,8	13,9	52	n.d.
I-6	832	1281	0,649	8,7	13,0	n.d.	n.d.
I-7	734	1306	0,562	6,1	10,0	n.d.	-12%
R-1	709	<u>801(*)</u>	<u>0,885(*)</u>	12,9	19,0	n.d.	n.d.
R-2	728	<u>864(*)</u>	<u>0,843(*)</u>	15,7	23,8	n.d.	n.d.
R-3	773	<u>912(*)</u>	<u>0,847(*)</u>	13,8	22,5	n.d.	n.d.
R-4	629	<u>890(*)</u>	0,707	17,3	17,7	n.d.	-48%
R-5	585	<u>857(*)</u>	0,682	16,6	20,2	n.d.	n.d.
R-6	725	1290	0,562	6,7	11,5	<u>14(*)</u>	n.d.
R-7a	782	1231	0,635	11,7	16,6	<u><28(*)</u>	n.d.
R-7b	961	1297	0,741	6,9	12,2	<u><28(*)</u>	n.d.
R-8	779	<u>1048(*)</u>	0,743	8,8	13,9	n.d.	n.d.
R-9	790	1422	0,556	5,4	<u>9,1(*)</u>	n.d.	n.d.

(*): Não conformidade com a invenção; n.d.: não determinado

- 5 As chapas de aço I-1 a I-9 conforme a invenção tiveram uma combinação particularmente vantajosa de propriedades mecânicas, isto é, de um lado uma resistência à tração maior que 1200 MPa e, por outro lado, um alongamento na fratura maior que 10% e uma razão Re/Rm menor que 0,75 garantindo uma boa capacidade de conformação. Os aços conforme a invenção também tiveram uma energia de fratura do teste Charpy em forma

de V à temperatura ambiente maior que 28 joules. Esta alta tenacidade permite a fabricação de pelas resistentes à propagação súbita de um defeito, especialmente quando estressado dinamicamente. As microestruturas dos aços conforme a invenção tiveram um número de ilhas N_{MA} de menos de
 5 14.000/mm².

Em particular, chapas de aço I-2a e I-5a tiveram uma baixa proporção de ilhas M-A grandes e volumosas por unidade de área, isto é, 10.500 e 13.600 por mm² respectivamente.

Os aços conforme a invenção também tiveram uma boa resistência ao dano no caso de corte, uma vez que o fator de dano Δ foi limitado a -12 ou -13%.

Esses aços também apresentaram boa capacidade de soldagem nas soldagens homogêneas MAG. Para parâmetros de soldagem adequados para as espessuras indicadas acima, as juntas soldadas por superposição estavam livres de fraturas a quente ou a frio. Um resultado similar foi observado em soldagem homogênea por resistência por pontos.

No caso do aço I-9, o resfriamento entre T_{DR} (88°C) e T_{FR} (485°C) (conforme Tabela 2) foi também executado conforme a seguinte variante: após uma primeira fase de resfriamento a uma taxa $V_{R1} = 80^\circ\text{C/s}$ até
 20 a temperatura T_1 de 590°C, a chapa foi resfriada de tal forma que a taxa média de resfriamento entre 880°C e 485°C foi de 37°C/s. As propriedades mecânicas observadas foram então muito similares às aquelas dadas na Tabela 3, Exemplo I-9.

O aço R1 teve um teor insuficiente de cromo e/ou molibdênio. As condições de resfriamento relativas aos aços R-1 a R-3 (V_R muito alto e T_{FR} muito baixo) não foram adequadas para a formação de uma estrutura bainítica fina. A ausência de martensita não permite um endurecimento suficiente, a resistência à tração ficou notavelmente abaixo de 1200 MPa e a razão R_e/R_m foi excessiva.

No caso das chapas de aço R-4 e R-5, a taxa de resfriamento excessivamente rápida após a laminação tornou impossível obter-se uma quantidade suficientemente alta de bainita. As ilhas M-A formadas eram rela-

tivamente brutas. No caso da chapa de aço R-4, o número de compostos R_{MA} foi de $14.700/\text{mm}^2$. A fração bainítica e a resistência à tração desses aços foram insuficientes. A chapa de aço R-4, contendo um grande número de carbonetos ($N > 50.000/\text{mm}^2$) teve uma sensibilidade ao dano muito alta
5 conforme testemunhado pelo valor do fator de dano: $\Delta = -48\%$.

O aço R-6 teve um teor de carbono excessivo, resultando em um teor muito alto de martensita devido à sua alta capacidade de endurecimento no resfriamento. Seu teor de bainita e seu teor de austenita foram insuficientes. A chapa de aço R-6 conseqüentemente teve resistência insuficiente à
10 propagação súbita de um defeito uma vez que a energia de fratura do teste Charpy em forma de V a 20°C foi muito menor que 28 joules.

As chapas de aço R-7a e R-7b também tiveram um teor de carbono excessivo. A temperatura de transição ao nível de 28 joules, estimada a partir destes espécimes de teste, estava acima da temperatura ambiente,
15 indicando uma tenacidade medíocre. A capacidade de soldagem foi reduzida. Deve ser notado que a resistência à tração dessas chapas de aço, apesar de seu maior teor de carbono, não foi maior que aquela dos aços conforme a invenção.

A chapa de aço R-8, tendo um teor de carbono excessivo, foi
20 resfriada muito lentamente. Como resultado, a austenita residual foi grandemente enriquecida com carbono e a formação de martensita não pode ocorrer. A resistência à tração obtida foi, portanto, insuficiente.

A chapa de aço R-9 foi resfriada a uma taxa excessivamente alta até uma temperatura de fim-de-resfriamento muito baixa. Conseqüentemente,
25 te, a estrutura foi praticamente totalmente martensítica e o alongamento na fratura foi insuficiente.

Assim, a invenção permite a fabricação de chapas de aço tendo uma matriz bainítica sem a adição de elementos de microliga caros. Essas chapas têm tanto uma maior resistência à tração quanto alta ductilidade.
30 Graças a sua alta resistência à tração, essas chapas de aço são adequadas para a fabricação de elementos submetidos a estresse mecânico cíclico. As chapas de aço conforme a invenção são usadas vantajosamente para a fa-

bricação de pelas estruturais ou elementos de reforço no campo automotivo e na indústria em geral.

REIVINDICAÇÕES

1. Chapa de aço laminada a quente caracterizada por ter um limite de resistência à tração maior que 1200 MPa, uma razão limite de elasticidade/resistência à tração R_e/R_m de menos de 0,75 e um alongamento na fratura maior que 10%, e cuja composição contém, os teores sendo expressos em % em peso:

$$0,10\% \leq C \leq 0,25\%$$

$$1\% \leq Mn \leq 3\%$$

$$Al \geq 0,015\%$$

$$Si \leq 1,985\%$$

$$Mo \leq 0,30\%$$

$$Cr \leq 1,5\%$$

$$S \leq 0,015\%$$

$$P \leq 0,1\%$$

$$Co \leq 1,5\%$$

$$S \leq 0,005\%$$

sendo entendido que

$$1\% \leq Si + Al \leq 2\%$$

$$Cr + (3 \times Mo) \geq 0,3\%$$

o saldo da composição consistindo em ferro e inevitáveis impurezas resultantes da fusão, a microestrutura do mencionado aço consistindo em pelo menos 75% de bainita, austenita residual em uma quantidade igual a, ou maior que, 5% e martensita em uma quantidade igual a, ou maior que, 2%.

2. Chapa de aço, conforme a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de que a composição do mencionado aço contém, os teores sendo expressos em % em peso:

$$0,10\% \leq C \leq 0,15\%.$$

3. Chapa de aço, conforme a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de que a composição do mencionado aço contém, os teores sendo expressos em % em peso:

$$0,15\% \leq C \leq 0,17\%.$$

5 4. Chapa de aço, conforme a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de que a composição do mencionado aço contém, os teores sendo expressos em % em peso:

$$0,17\% \leq C \leq 0,22\%.$$

10 5. Chapa de aço, conforme a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de que a composição do mencionado aço contém, os teores sendo expressos em % em peso:

$$0,22\% \leq C \leq 0,25\%.$$

15 6. Chapa de aço, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 5, caracterizada pelo fato de que a composição do mencionado aço contém, os teores sendo expressos em % em peso:

$$1\% \leq Mn \leq 1,5\%.$$

7. Chapa de aço, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 5, caracterizada pelo fato de que a composição do mencionado aço contém, os teores sendo expressos em % em peso:

20
$$1,5\% \leq Mn \leq 2,3\%.$$

8. Chapa de aço, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 5, caracterizada pelo fato de que a composição do mencionado aço contém, os teores sendo expressos em % em peso:

$$2,3\% \leq Mn \leq 3\%.$$

25 9. Chapa de aço, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 8, caracterizada pelo fato de que a composição do mencionado aço contém, os teores sendo expressos em % em peso:

$$1,2\% \leq Si \leq 1,8\%.$$

10. Chapa de aço, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 8, caracterizada pelo fato de que a composição do mencionado aço contém, os teores sendo expressos em % em peso:

$$1,2\% \leq Al \leq 1,8\%.$$

5 11. Chapa de aço, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 10, caracterizada pelo fato de que a composição do mencionado aço contém, os teores sendo expressos em % em peso:

$$Mo \leq 0,010\%.$$

10 12. Chapa de aço, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 11, caracterizada pelo fato de que o teor de carbono da austenita residual é maior que 1% em peso.

13. Chapa de aço, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 12, contendo carbonetos entre as camadas de bainita, caracterizada pelo fato de que o número N das mencionadas intercamadas de carbonetos de tamanho maior que 0,1 micron por unidade de área é igual a 50.000/mm² ou menos.

14. Chapa de aço, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 13, contendo martensita/ilhas de austenita residual, caracterizada pelo fato de que o número N_{MA} por unidade de área da mencionada martensita/ilhas de austenita tendo um tamanho máximo L_{max} maior que 2 microns e tendo um tamanho máximo de fator de alongamento (L_{max}/tamanho mínimo L_{min}) menor que 4 é menor que 14.000/mm².

15. Processo para fabricação de uma chapa de aço laminada a quente tendo um limite de resistência à tração maior que 1200 MPa, uma razão Re/R_m de menos de 0,75 e um alongamento na fratura maior que 10%, caracterizado pelo fato de que:

- é fornecido um aço de composição como definido em qualquer uma das reivindicações 1 a 11;

- um produto semiacabado é lingotado deste aço;

- o mencionado produto semiacabado é aquecido até uma temperatura acima de 1150°C;

5 - o mencionado produto semiacabado é laminado a quente em uma faixa de temperaturas na qual a microestrutura do aço é inteiramente austenítica; então

10 - a chapa assim obtida é resfriada a partir de uma temperatura T_{DR} que cai acima da Ar_3 até uma temperatura de transformação T_{FR} de tal forma que a taxa de resfriamento primário V_R entre T_{DR} e T_{FR} está entre 50 e 90°C/s e a temperatura T_{FR} está entre $B's$ e $M_s + 50^\circ C$, $B's$ denotando uma temperatura definida em relação à temperatura B_s de início da transformação bainítica, e M_s denotando a temperatura de início da transformação martensítica, então

15 - a mencionada chapa é resfriada da temperatura T_{FR} a uma taxa de resfriamento secundário V'_R entre 0,08°C/min. e 600°C/min. até a temperatura ambiente;

- a mencionada temperatura $B's$ sendo igual a B_s quando a mencionada taxa V'_R estiver entre 0,08 e 2°C/min.; e

20 - a mencionada temperatura $B's$ sendo igual a $B_s + 60^\circ C$ quando a mencionada taxa V'_R for maior que 2°C/min. mas não exceder 600°C/min.

16. Processo, de acordo com a reivindicação 15, caracterizado pelo fato de que, na etapa de resfriamento após a etapa de laminação a quente em uma faixa de temperaturas na qual a microestrutura do aço é inteiramente austenítica, a chapa assim obtida é resfriada a partir de uma temperatura T_{DR} que cai acima da Ar_3 até uma temperatura intermediária T_i a uma taxa de resfriamento V_{R1} maior do que 70°C/s, a mencionada temperatura T_i não excedendo 650°C.

17. Processo, de acordo com a reivindicação 15 ou 16, caracterizado pelo fato de que:

- ajustam-se a temperatura de início do resfriamento primário T_{DR} situada acima de Ar_3 , a temperatura de término do resfriamento primário T_{FR} , a taxa de resfriamento primário V_R entre T_{DR} e T_{FR} e a taxa de resfriamento secundário V'_R , de tal forma que a microestrutura do mencionado aço consista em pelo menos 75% de bainita, austenita residual em uma quantidade igual a, ou maior que, 5% e martensita em uma quantidade igual a, ou maior que, 2%.

18. Processo, de acordo com a reivindicação 15 ou 17, caracterizado pelo fato de que a temperatura de início do resfriamento primário T_{DR} caindo acima da Ar_3 , a temperatura de término do resfriamento primário T_{FR} , a taxa de resfriamento primário V_R entre T_{DR} e T_{FR} e a taxa de resfriamento secundário V'_R são ajustadas de tal forma que o teor de carbono da austenita residual é maior que 1% em peso.

19. Processo, de acordo com a reivindicação 15 ou 17 ou 18, caracterizado pelo fato de que a temperatura de início do resfriamento primário T_{DR} cai acima da Ar_3 , a temperatura de término do resfriamento primário T_{FR} , a taxa de resfriamento primário V_R entre T_{DR} e T_{FR} e a taxa de resfriamento secundário V'_R são ajustadas de tal forma que o número de carbonetos intercamadas tendo um tamanho maior que 0,1 micron por unidade de área não exceda 50.000/mm².

20. Processo, de acordo com a reivindicação 15 ou de acordo com qualquer uma das 17 a 19, caracterizado pelo fato de que a temperatura de início do resfriamento primário T_{DR} caindo acima de Ar_3 , a temperatura de término do resfriamento primário T_{FR} , a taxa de resfriamento primário V_R entre T_{DR} e T_{FR} e a taxa de resfriamento secundário V'_R são ajustadas de tal forma que o número N_{MA} por unidade de área de martensita/ilhas de austenita

residual tendo um tamanho máximo $L_{\max}$ maior que 2 microns e um fator de alongamento $L_{\max}/L_{\min}$ menor que 4 é menor que 14.000/mm².

21. Chapa de aço, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 14, caracterizada por ser fabricada por um processo como
5 definido em qualquer uma das reivindicações 15 a 20, e por constituir peças estruturais ou elementos de reforço no campo automotivo.

22. Chapa de aço, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 14, caracterizada por ser fabricada por um processo como
10 definido em qualquer uma das reivindicações 15 a 20, e por constituir peças de reforço e estruturais para a indústria em geral e de peças resistentes à abrasão.

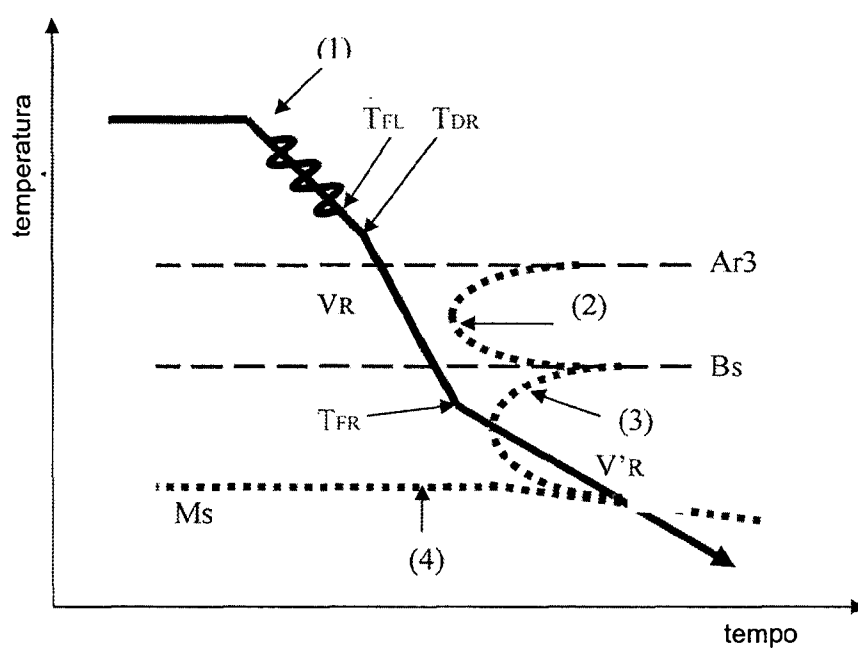


FIG. 1

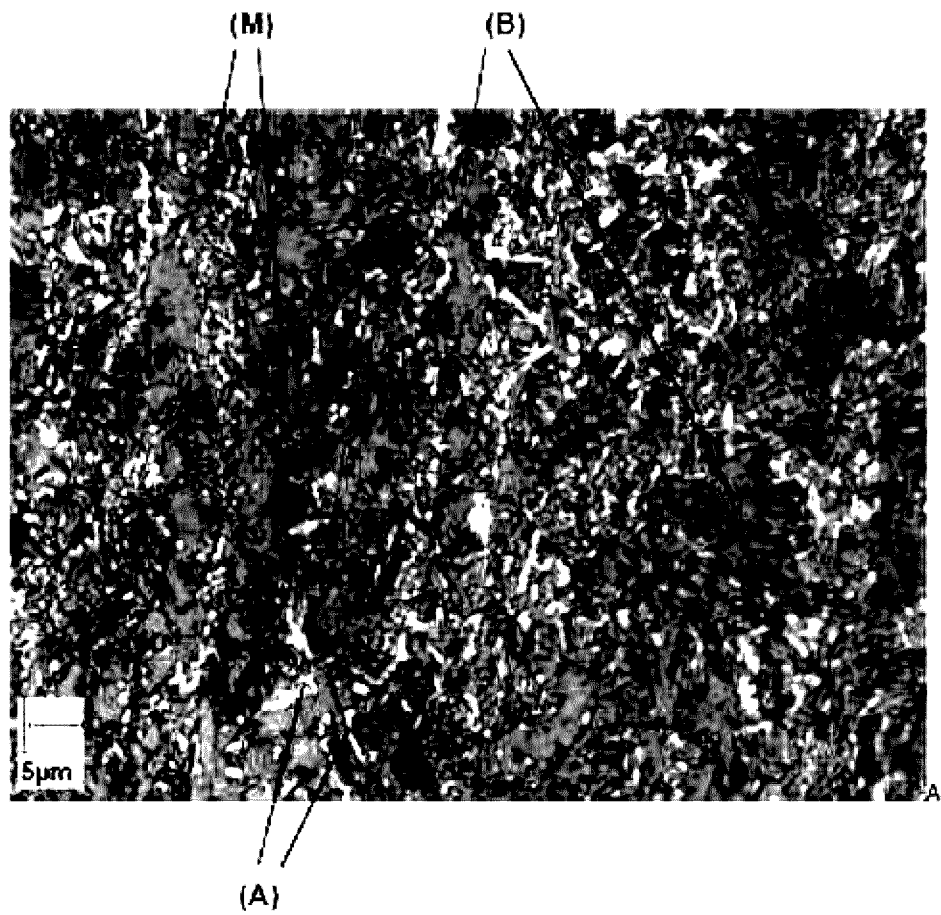


Figura 2

RESUMO

Patente de Invenção: **"CHAPA DE AÇO LAMINADA A QUENTE TENDO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E CARACTERÍSTICAS DE DUCTILIDADE E TENACIDADE MUITO ALTAS E PROCESSO PARA FABRICAÇÃO DE CHAPA DE AÇO LAMINADA A QUENTE"**.

A presente invenção refere-se a uma chapa de aço laminada a quente tendo um limite de resistência à tração maior que 1200 MPa, uma razão R_e/R_m de menos de 0,75 e um alongamento na fratura maior que 10%, cuja composição contém, os teores estando em % em peso: $0,10\% \leq C \leq 0,25\%$; $1\% \leq Mn \leq 3\%$; $Al \geq 0,015\%$; $Si \leq 1,985$; $Mo \leq 0,30\%$; $Cr \leq 1,5\%$; $S \leq 0,015\%$; $P \leq 0,1\%$; $Co \leq 1,5\%$; $B \leq 0,005\%$; sendo entendido que $1\% \leq Si + Al \leq 2\%$; $Cr + (3 \times Mo) \geq 0,3\%$, o saldo da composição consistindo em ferro e as inevitáveis impurezas resultantes da fusão, a microestrutura do aço consistindo em pelo menos 75% de bainita, austenita residual em uma quantidade igual a, ou maior que, 5% e martensita em uma quantidade igual a, ou maior que, 2%.