



República Federativa do Brasil  
Ministério da Economia  
Instituto Nacional da Propriedade Industrial

**(11) BR 112016013130-4 B1**



**(22) Data do Depósito: 05/12/2014**

**(45) Data de Concessão: 09/03/2021**

**(54) Título:** FOLHA DE AÇO E MÉTODO PARA FABRICAR UMA FOLHA DE AÇO

**(51) Int.Cl.:** C21D 8/02; C21D 8/04; C21D 9/46; C21D 9/48; C23C 2/00; (...).

**(30) Prioridade Unionista:** 11/12/2013 US PCT/US2013/074482.

**(73) Titular(es):** ARCELORMITTAL.

**(72) Inventor(es):** JOSÉE DRILLET; VÉRONIQUE HEBERT.

**(86) Pedido PCT:** PCT IB2014066647 de 05/12/2014

**(87) Publicação PCT:** WO 2015/087224 de 18/06/2015

**(85) Data do Início da Fase Nacional:** 08/06/2016

**(57) Resumo:** FOLHA DE AÇO E MÉTODO PARA FABRICAR UMA FOLHA DE AÇO. A invenção se refere a uma folha de aço laminada a frio e temperada, cuja composição química compreende, em que os teores são expressos por porcentagem em peso: 0,10 (menor igual) C (menor igual) 0,13%, 2,4 (menor igual) Mn (menor igual) 2,8%, 0,30 (menor igual) Si (menor igual) 0,55%, 0,30 (menor igual) Cr (menor igual) 0,56%, 0,020 (menor igual) Ti (menor igual) 0,050%, 0,0020 (menor igual) B (menor igual) 0,0040%, 0,005 (menor igual) Al (menor igual) 0,050%, Mo (menor igual) 0,010%, Nb (menor igual) 040%, 0,002 N (menor igual) 0,008%, S (menor igual) 0,005%, P (menor igual) 0,020%, em que o restante consiste em ferro e impurezas inevitáveis resultantes da fusão, em que a folha de aço tem uma microestrutura que consiste em, em proporção de superfície, martensita e/ou bainita inferior, em que a dita martensita compreende martensita fresca e/ou martensita autotemperada, sendo que a soma das proporções de superfície de martensita e bainita inferior se encontra entre 60 a 95%, 4 a 35% de bainita que contém baixo teor de carboneto, 0 a 5% de ferrita e menos de 5% de austenita retida em forma de ilha.

## **“FOLHA DE AÇO E MÉTODO PARA FABRICAR UMA FOLHA DE AÇO”**

### **CAMPO DA INVENÇÃO**

[001] A presente invenção refere-se a uma folha de aço laminada a frio e temperada que tem uma tensão de ruptura muito alta e uma deformabilidade para fabricar peças por conformação, em particular na indústria automotiva, para a fabricação de elementos estruturais de veículo motorizado e para a fabricação de tal folha de aço.

### **ANTECEDENTES DA INVENÇÃO**

[002] Foram desenvolvidos aços que têm uma razão de limite elástico/tensão de ruptura muito favorável durante operações de conformação.

[003] A capacidade de reforço dos mesmos é muito alta, o que permite uma boa distribuição de deformações no caso de uma colisão e permite obter um limite elástico significativamente maior em peças após a conformação. É possível, então, produzir peças que são tão complexas quanto com aços tradicionais, mas com propriedades mecânicas mais altas, o que permite uma diminuição em espessura para manter especificações funcionais idênticas. Desse modo, esses aços têm uma resposta eficaz para as exigências de leveza e segurança de veículos.

[004] Em particular, aços dos quais a estrutura compreende martensita, opcionalmente bainita, dentro de uma matriz ferrítica, vivenciam um grande desenvolvimento, visto que os mesmos combinam alta resistência com possibilidades de deformação significativas.

[005] As recentes exigências de leveza e redução de consumo de energia levaram a uma demanda elevada para aços de resistência muito alta, em que a tensão de ruptura TS dos quais é maior que 1.180 MPa.

[006] Apesar desse nível de resistência, esses aços devem ter uma boa ductilidade, boa soldabilidade e boa revestibilidade, em particular boa adequação a galvanização contínua por endurecimento.

[007] Esses aços também devem ter um alto limite elástico e alongamento na ruptura, assim como uma boa formabilidade.

[008] De fato, certas peças automotivas são fabricadas através de operações de conformação que combinam diferentes modos de deformação. Certos recursos microestruturais do aço podem se provar bem adequados para um modo de deformação, mas desfavorável em relação a outro modo. Certas porções das peças devem ter uma alta tensão de ruptura e/ou uma boa flexibilidade e/ou uma boa formabilidade de corte de borda.

[009] Essa formabilidade de corte de borda é avaliada através da determinação de uma razão de expansão de orifício, indicada  $Ac\%$ . Essa razão de expansão de orifício mede a adequação do aço para se submeter a uma expansão durante prensagem a frio e, portanto, fornece uma avaliação da formabilidade do aço nesse modo de deformação.

[010] A razão de expansão de orifício pode ser avaliada da seguinte forma: após produzir um orifício através do corte em uma folha de aço, uma ferramenta frustocônica é usada de modo a expandir as bordas de tal orifício. Durante essa operação, é possível observar dano precoce próximo às bordas do orifício durante a expansão, em que esse dano se inicia em partículas de segunda fase ou nas interfaces entre os diferentes componentes microestruturais no aço.

[011] Descrito no ISO padrão 16630:2009, o método de expansão de orifício consiste em medir o diâmetro inicial  $D_i$  do orifício antes da prensagem, então o diâmetro final  $D_f$  do orifício após a prensagem, determinado quando rachaduras são observadas através da espessura da folha de aço nas bordas do orifício. A adequação para expansão de orifício  $Ac\%$  é então determinada com o uso da fórmula a seguir:

$$Ac\% = 100 * \frac{D_f - D_i}{D_i} .$$

[012] Ac% portanto torna possível quantificar a adequação de uma folha de aço para suportar prensagem em um orifício em recorte. De acordo com esse método, o diâmetro inicial é de 10 milímetros.

[013] De acordo com os documentos nº US 2012/0312433 A1 e US 2012/132327 A1, são conhecidos aços que têm uma tensão de ruptura TS maior que 1.180 MPa. No entanto, essa tensão de ruptura é obtida para o detimento da formabilidade e soldabilidade.

[014] Além disso, de acordo com os documentos nº US 2013/0209833 A1, US 2011/0048589 A1, US 2011/01683000 A1 e WO 2013/144376 A1, são conhecidos aços que têm uma alta tensão de ruptura que pode exceder 1.000 MPa, mas sem ter simultaneamente uma formabilidade e soldabilidade satisfatórias.

#### **BREVE DESCRIÇÃO DA INVENÇÃO**

[015] Sob essas condições, um foco da invenção consiste em fornecer uma folha de aço que tem uma alta tensão de ruptura, em particular que se encontra entre 1.180 e 1.320 MPa, junto com um alto limite elástico, em particular que se encontra entre 800 e 970 MPa, em que esse valor é determinado antes de qualquer operação de laminação de encruamento na folha de aço, e uma boa formabilidade, em particular um Ac% de razão de expansão de orifício maior ou igual a 30%, um ângulo de flexão, para uma folha de aço com uma espessura que se encontra entre 0,7 mm e 1,5 mm, maior ou igual a 55° e um alongamento na ruptura maior que 5%.

[016] Para tal finalidade, a invenção se refere a uma folha de aço laminada a frio e temperada, que tem uma composição química que compreende os teores expressos por porcentagem em peso:

$$0,10 \leq C \leq 0,13\%$$

$$2,4 \leq Mn \leq 2,8\%$$

$$0,30 \leq Si \leq 0,55\%$$

$0,30 \leq Cr \leq 0,56\%$

$0,020 \leq Ti \leq 0,050\%$

$0,0020 \leq B \leq 0,0040\%$

$0,005 \leq Al \leq 0,050\%$

$Mo \leq 0,010\%$

$Nb \leq 0,040\%$

$0,002 \leq N \leq 0,008\%$

$S \leq 0,005\%$

$P \leq 0,020\%,$

em que o restante consiste em ferro e impurezas inevitáveis resultantes da fusão, em que a folha de aço tem uma microestrutura que consiste em, em proporção de superfície, martensita e/ou bainita inferior, em que a dita martensita compreende martensita inicial e/ou martensita autorrevenida, sendo que a soma das proporções de superfície de martensita e bainita inferior se encontra entre 60 a 95%, 4 a 35% de bainita que contém baixo teor de carboneto, 0 a 5% de ferrita e menos de 5% de austenita retida em forma de ilha.

[017] Em algumas realizações, a folha de aço inclui adicionalmente, de acordo com a invenção, um ou mais dos seguintes recursos:

- a dita microestrutura compreende, em proporção de superfície, 4% a 20% de martensita inicial, preferivelmente 4% a 15%;
- a dita microestrutura compreende, em proporção de superfície, 40 a 95% de martensita autorrevenida e bainita inferior;
- a dita martensita autorrevenida e a dita bainita inferior contêm carbonetos em formato de bastão orientados nas direções <111> das ripas de bainita e martensita;
- a dita bainita que contém baixo teor de carboneto contém menos

de 100 carbonetos por unidade de superfície de 100 micrômetros quadrados;

- a dita microestrutura compreende, em proporção de superfície, 4 a 5% de ferrita;

- a menor dimensão das ilhas de austenita retida é menor que 50 nanômetros;

- a fração de antigos grãos de austenita criados pelo recozimento dos quais o tamanho é de menos de um micrômetro representa menos de 10% da população total dos ditos antigos grãos de austenita;

- a dita folha de aço tem uma tensão de ruptura que se encontra entre 1.180 MPa e 1.320 MPa, e um Ac% de razão de expansão de orifício maior ou igual a 40%;

- a dita folha de aço tem uma espessura que se encontra entre 0,7 mm e 1,5 mm, e a dita folha de aço tem um ângulo de flexão maior ou igual a 55°;

- a composição química compreende o teor expresso por porcentagem em peso:

$$2,5 \leq \text{Mn} \leq 2,8\%;$$

- a composição química compreende o teor expresso por porcentagem em peso:

$$0,30 \leq \text{Si} \leq 0,5\%;$$

- a composição química compreende o teor expresso por porcentagem em peso:

$$0,005 \leq \text{Al} \leq 0,030\%;$$

- a dita folha de aço compreende um revestimento de zinco ou liga de zinco obtido através de revestimento por imersão a quente;

- o dito revestimento de zinco ou liga de zinco é um revestimento galvanizado, em que o dito revestimento de zinco ou liga de zinco compreende de 7 a 12% de ferro;

- a dita folha de aço compreende um revestimento de zinco ou liga de zinco obtido através de deposição a vácuo.

[018] A invenção também se refere a um método para fabricar uma folha de aço laminada a frio e temperada de acordo com a invenção, que compreende as seguintes etapas sucessivas:

- fornecer um aço semifinalizado que tem composição química que compreende os teores expressos por porcentagem em peso:

$0,10 \leq C \leq 0,13\%$

$2,4 \leq Mn \leq 2,8\%$

$0,30 \leq Si \leq 0,55\%$

$0,30 \leq Cr \leq 0,56\%$

$0,020 \leq Ti \leq 0,050\%$

$0,0020 \leq B \leq 0,0040\%$

$0,005 \leq Al \leq 0,050\%$ .

$Mo \leq 0,010\%$

$Nb \leq 0,040\%$

$0,002 \leq N \leq 0,008\%$

$S \leq 0,005\%$

$P \leq 0,020\%$

em que o restante consiste em ferro e impurezas inevitáveis resultantes da fusão, então

- aquecer o dito aço semifinalizado a uma temperatura  $T_{reaquecimento}$  maior ou igual a  $1.250^{\circ}C$ , então

- laminar a quente o dito aço semifinalizado, em que o fim da temperatura de laminação é maior que a temperatura Ar3 do início da transformação da austenita mediante resfriamento, para obter uma folha de aço laminada a quente, então

- resfriar a dita folha de aço laminada a quente em uma taxa

suficiente para evitar a formação de ferrita e perlita, então

- resfriar a dita folha de aço laminada a quente em uma temperatura abaixo de 580 °C, então

- laminar a frio a dita folha de aço laminada a quente para obter uma folha de aço laminada a frio, então

- reaquecer a dita folha de aço laminada a frio entre 600 °C e Ac1, em que Ac1 designa o início da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento, com uma taxa de aquecimento  $V_R$  que se encontra entre 1 e 20 °C/s, então

- reaquecer a dita folha de aço laminada a frio a uma temperatura  $T_m$  que se encontra entre  $Ac3' - 10$  °C e  $Ac3' + 30$  °C e manter a dita folha de aço laminada a frio na dita temperatura  $T_m$  por um tempo  $D_m$  que se encontra entre 50 e 150 segundos, com  $Ac3' = \text{Min} \{Ac3 + 1.200/D_m; 1.000\text{ }^{\circ}\text{C}\}$ , em que  $Ac3$  e  $Ac3'$  são expressos em graus Celsius e  $D_m$  em segundos, e em que  $Ac3$  designa o fim da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento conforme determinado independentemente do tempo de permanência em tal temperatura  $Ac3$ , então

- resfriar a folha de aço em uma taxa que se encontra entre 10 e 150 °C/s para uma temperatura  $T_e$  que se encontra entre 460 °C e 490 °C, então

- manter a dita folha de aço na temperatura  $T_e$  por um tempo que se encontra entre 5 e 150 segundos, então

- revestir a folha de aço por imersão contínua em um banho de zinco ou de liga de zinco em uma temperatura  $T_{Zn}$  que se encontra entre 450 °C e 480 °C, em que as ditas temperaturas  $T_e$  e  $T_{Zn}$  são de modo que  $0 \leq (T_e - T_{Zn}) \leq 10$  °C, então

- opcionalmente aquecer a folha de aço revestida a uma temperatura que se encontra entre 490 °C e 550 °C por um tempo  $t_g$  que se

encontra entre 10 s e 40 s.

[019] A invenção também se refere a um método para fabricar uma folha de aço laminada a frio e temperada de acordo com a invenção, que compreende as seguintes etapas sucessivas:

- fornecer um aço semifinalizado que tem uma composição química que compreende os teores expressos por porcentagem em peso:

$$0,10 \leq C \leq 0,13\%$$

$$2,4 \leq Mn \leq 2,8\%$$

$$0,30 \leq Si \leq 0,55\%$$

$$0,30 \leq Cr \leq 0,56\%$$

$$0,020 \leq Ti \leq 0,050\%$$

$$0,0020 \leq B \leq 0,0040\%$$

$$0,005 \leq Al \leq 0,050\%.$$

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

$$Nb \leq 0,040\%$$

$$0,002 \leq N \leq 0,008\%$$

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

$$P \leq 0,020\%$$

em que o restante consiste em ferro e impurezas inevitáveis resultantes da fusão, então

- aquecer o dito aço semifinalizado a uma temperatura  $T_{reaquecimento}$  maior ou igual a 1.250 °C, então

- laminar a quente o dito aço semifinalizado, em que o fim da temperatura de laminação é maior que Ar3, para obter uma folha de aço laminada a quente, então

- resfriar a dita folha de aço laminada a quente em uma taxa suficiente para evitar a formação de ferrita e perlita, então

- resfriar a dita folha de aço laminada a quente em uma

temperatura abaixo de 580 °C, então

- laminar a frio a dita folha de aço laminada a quente para obter uma folha de aço laminada a frio, então

- reaquecer a dita folha de aço laminada a frio entre 600 °C e Ac1, em que Ac1 designa o início da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento, em uma taxa de aquecimento  $V_R$ , que se encontra entre 1 e 20 °C/s, então

- reaquecer a dita folha de aço laminada a frio a uma temperatura  $T_m$  que se encontra entre  $Ac3-10$  °C e  $Ac3+30$  °C e manter a dita folha de aço laminada a frio na temperatura  $T_m$  por um tempo  $D_m$  que se encontra entre 50 e 150 segundos, com, em que  $Ac3$  e  $Ac3'$  são expressos em graus Celsius e  $D_m$  em segundos, e em que  $Ac3$  designa o fim da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento conforme determinado independentemente do tempo de permanência em tal temperatura  $Ac3$ , então

- resfriar a folha de aço em uma taxa que se encontra entre 10 e 100 °C/s para uma temperatura  $T_e$  que se encontra entre 460 °C e 490 °C, então

- manter a dita folha de aço na temperatura  $T_e$  por um tempo que se encontra entre 5 e 150 segundos, então

- resfriar a dita folha de aço para temperatura ambiente.

[020] Em realizações, o último método inclui adicionalmente um ou mais dos seguintes recursos:

- um revestimento de zinco ou liga de zinco é realizado por deposição a vácuo depois da dita etapa de resfriamento para temperatura ambiente;

- a dita deposição a vácuo é realizada por deposição física de vapor (PVD);

- a dita deposição a vácuo é realizada por deposição de vapor a

jato (JVD).

#### **BREVE DESCRIÇÃO DOS DESENHOS**

[021] Os recursos e vantagens da invenção se mostrarão mediante a leitura da descrição abaixo, fornecidos como um exemplo e realizados em referência às Figuras anexas, em que:

- a Figura 1 mostra a microestrutura de uma folha de aço de acordo com a invenção, mostrada por um primeiro tipo de desbaste; e
- a Figura 2 mostra a microestrutura da folha de aço da Figura 1, mostrada por um segundo tipo de desbaste.

#### **DESCRÍÇÃO DE REALIZAÇÕES DA INVENÇÃO**

[022] Por todo o pedido, Ar3 designará o início da temperatura de transformação da austenita mediante resfriamento.

[023] Além disso, Ac1 designará o início da temperatura de transformação alotrópica mediante aquecimento do aço.

[024] Além disso, Ac3 designará o fim da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento conforme calculado pelo programa Thermo-Calc®, conhecido no mesmo. Esse cálculo não envolve o tempo de permanência na temperatura Ac3.

[025] Entretanto, o fim da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento depende do tempo de permanência no platô, indicado Dm. A referência Ac3' irá se referir, então, ao fim mínimo corrigido da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento, determinado com o uso da fórmula:  $Ac3' = \text{Min} \{Ac3 + 1.200/Dm ; 1.000 \text{ } ^\circ\text{C}\}$ , em que Ac3 e Ac3' são expressos em graus Celsius e Dm em segundos. Min {Ac3 + 1.200/Dm ; 1.000 °C} designa o menor valor aqui dentre as duas quantidades: (Ac3 + 1.200/Dm) e 1.000 °C. Desse modo, caso Ac3 + 1.200/Dm seja menor ou igual a 1.000 °C, Ac3' = Ac3 + 1.200/Dm. Entretanto, caso Ac3 + 1.200/Dm seja maior que 1.000 °C, Ac3' = 1.000 °C. Considera-se, então,

que mesmo quando o tempo de permanência no platô é muito curto, uma temperatura de 1.000 °C torna possível obter uma estrutura austenítica.

[026] Essa temperatura  $Ac_3'$  é tal que quando o aço é mantido na temperatura  $Ac_3'$  por um tempo de permanência igual a  $D_m$ , a folha de aço está inteiramente na fase austenítica.

[027] A martensita resulta da transformação sem difusão da austenita  $\gamma$  abaixo do início da temperatura de transformação martensítica  $Ms$  mediante resfriamento.

[028] A martensita assume a forma de ripas finas alongadas em uma direção, e orientadas no interior de cada grão inicial de austenita. O termo martensita inclui tanto martensita inicial como martensita autorrevenida.

[029] Uma distinção será feita abaixo entre martensita autorrevenida e martensita inicial (isto é, não revenida e não autorrevenida).

[030] Em particular, martensita autorrevenida está presente na forma de ripas finas que compreendem carbonetos de ferro dispersados nessas ripas, na forma de bastões orientados nas direções  $<111>$  da malha  $\alpha$  de ripas. Essa martensita autorrevenida é formada no caso de um ciclo de resfriamento rápido abaixo da temperatura de transformação martensítica  $Ms$ . Os carbonetos de ferro dispersados nas ripas são formados por precipitação abaixo da temperatura de transformação martensítica  $Ms$  quando o resfriamento não é devagar o suficiente para produzir martensita inicial. Do contrário, a martensita inicial não compreende carbonetos.

[031] A bainita, formada durante o resfriamento da faixa austenítica, acima do início da temperatura de transformação martensítica  $Ms$ , assume a forma de um agregado de ripas de ferrita e partículas de cementita. A formação da mesma envolve uma difusão de curta distância.

[032] Uma distinção será feita abaixo entre bainita inferior e bainita que contém baixo teor de carboneto.

[033] A bainita inferior é formada, durante o resfriamento, em uma faixa de temperatura imediatamente acima da temperatura inicial de transformação martensítica Ms. A mesma assume a forma de ripas finas e compreende carbonetos dispersados naquelas ripas.

[034] Além disso, bainita que contém baixo teor de carboneto irá se referir a bainita que contém menos de 100 carbonetos por unidade de superfície de 100 micrômetros quadrados. A bainita que contém baixo teor de carboneto é formada, durante o resfriamento, entre 550 °C e 450 °C.

[035] Diferentemente da bainita que contém baixo teor de carboneto, bainita inferior sempre contém mais que 100 carbonetos por unidade de superfície de 100 micrômetros quadrados.

[036] Na composição química do aço, o carbono desempenha uma função na formação da microestrutura e nas propriedades mecânicas.

[037] O teor de peso de carbono se encontra entre 0,10% e 0,13%. Essa faixa de teor de carbono torna possível obter, simultaneamente, uma tensão de ruptura maior que 1.180 MPa, um alongamento na ruptura maior que 5% e uma razão de expansão de orifício satisfatória Ac%, maior que 30%, ou mesmo maior que 40%. Em particular, um nível de teor de carbono abaixo de 0,10% não torna possível alcançar uma tensão de ruptura suficiente. Para um teor de carbono mais alto, maior que 0,13%, a soldabilidade tende a diminuir. Além disso, a temperatura Ms cai, de tal modo que a fração de martensita inicial, isto é, não revenida e não autorrevenida, na microestrutura tende a aumentar e, desse modo, deteriorar a razão de expansão de orifício.

[038] O teor de peso de manganês se encontra entre 2,4% e 2,8%, preferivelmente entre 2,5% e 2,8%. O manganês é um elemento gamagênico, que reduz a temperatura Ac3 e reduz a temperatura Ms para o início de formação da martensita. O baixo teor de carbono do aço pode levar a uma alta temperatura Ac3, acima de 850 °C. Um teor de manganês maior que

2,4% torna possível, através da redução do valor da temperatura Ac3, obter uma austenitação completa do aço entre 840 °C e 850 °C, após manter em tal temperatura por um tempo de pelo menos 50 s. O manganês também permite a formação de martensita autorrevenida e, portanto, contribui para a obtenção de um Ac% de razão de expansão de orifício maior ou igual a 40%. O nível de teor de manganês é limitado para 2,8%, de modo a limitar a formação de estruturas de banda.

[039] O silício é um elemento que participa no endurecimento em solução sólida, o nível de teor do qual, por peso no aço, se encontra entre 0,30% e 0,55%, preferivelmente entre 0,30% e 0,5%. Um nível de teor de pelo menos 0,30% torna possível obter um endurecimento suficiente da ferrita e/ou bainita. O teor por peso de silício é limitado a 0,55% para garantir um Ac% de razão de expansão de orifício maior ou igual a 40%, enquanto limita a formação de bainita superior. Além disso, um aumento no nível de teor de silício deterioraria a revestibilidade do aço por favorecer a formação de óxidos que se aderem à superfície da folha de aço.

[040] Além disso, o silício reduz a soldabilidade. A soldabilidade pode, em particular, ser estimada com o uso do Ceq equivalente a carbono, por exemplo, calculado com o uso da fórmula publicada por Nishi, T et al., em “*Evaluation of high-strength steels for automobile use*”, relatório técnico da Nippon Steel, nº 20, páginas 37 a 44, 1982, em que os níveis de teor dos elementos são expressos por porcentagem em peso:

$$\text{Ce} = \text{C} + \text{Mn}/20 + \text{Si}/30 + \text{P} + \text{S}^*2.$$

[041] Um nível de teor de silício abaixo de 0,55% contribui, particularmente, para garantir tanto uma soldabilidade muito boa, em particular um equivalente de carbono calculado com o uso da fórmula de Nishi de menor ou igual a 0,30%, assim como boa revestibilidade.

[042] O silício também é alfatérmico e, portanto, contribui para

aumentar a temperatura Ac3 e favorecer a formação de bainita que contém baixo teor de carboneto. Um nível de teor de silício abaixo de 0,55% contribui, desse modo, para evitar a formação de uma quantidade excessiva de bainita que contém baixo teor de carboneto.

[043] A composição da folha de aço inclui adicionalmente cromo em um teor maior ou igual a 0,30%, de modo a melhorar a capacidade de endurecimento do aço, e para aumentar a dureza do mesmo assim como a tensão de ruptura. O nível de teor de cromo deve ser menor ou igual a 0,56%, de modo a reter um alongamento na ruptura satisfatório e limitar custos.

[044] O titânio está presente no aço em um teor que se encontra entre 0,020% e 0,050%. Em um teor que se encontra entre 0,020% e 0,050%, o titânio essencialmente se combina com nitrogênio e carbono para precipitar na forma de nitretos e/ou carbonitretos. Abaixo de 0,020%, a tensão de ruptura de 1.180 MPa não é alcançada. O titânio também tem uma influência positiva na soldabilidade do aço.

[045] Além de um nível de teor de titânio de 0,050%, há um risco de formar nitretos de titânio grossos precipitados do estado líquido, que tendem a reduzir a ductilidade, e levam a dano precoce durante a expansão de orifício. De fato, quando nitretos com um tamanho maior que 6 micrões estão presentes, observa-se que a maioria dos mesmos está na origem de clivagem com a matriz durante as etapas de corte e prensagem. O titânio também torna possível garantir que o nitrogênio seja plenamente combinado na forma de nitretos ou carbonitretos, de tal modo que o boro esteja em forma livre e pode desempenhar uma função eficaz na capacidade de endurecimento.

[046] O teor de peso de boro se encontra entre 0,0020% e 0,0040%. Através da limitação da atividade do carbono, o boro de fato torna possível controlar e limitar as transformações de fase difusiva (transformação ferrítica ou perlítica durante o resfriamento) e para formar fases de

endurecimento (bainita ou martensita) necessárias para obter características de alta tensão de ruptura. A adição de boro torna adicionalmente possível limitar a adição de elementos de endurecimento tal como Mn, Mo, Cr e reduzir o custo analítico do grau de aço. De acordo com a invenção, o nível de teor de boro mínimo para garantir uma eficaz capacidade de endurecimento é de 0,0020%. Além de 0,0040%, o efeito em capacidade de endurecimento é saturado e um efeito nocivo na revestibilidade e ductilidade é observado.

[047] A composição da folha de aço inclui adicional e opcionalmente molibdênio, em um teor abaixo de 0,010%. O molibdênio, assim como o cromo, desempenha uma função eficaz em capacidade de endurecimento. Entretanto, um nível de teor acima 0,010% aumenta excessivamente o custo das adições.

[048] A composição química da folha de aço laminada a quente opcionalmente inclui nióbio, com um nível de teor de peso abaixo de 0,040%. Além de um nível de teor de peso de 0,040%, a recristalização da austenita é atrasada. A estrutura então contém uma fração significativa de grãos alongados, que não mais torna possível alcançar a razão de expansão de orifício Ac% alvo.

[049] Além disso, garante-se que o nível de teor de peso do nitrogênio se encontre entre 0,002% e 0,008%. De modo a formar uma quantidade suficiente de nitretos e carbonitretos, o nível de teor de nitrogênio deve ser acima de 0,002%. O nível de teor de nitrogênio deve ser abaixo de 0,008% de modo a evitar uma precipitação de nitretos de boro, que diminuiria a quantidade de boro livre.

[050] Um nível de teor de peso de alumínio que se encontra entre 0,005% e 0,050% torna possível garantir a desoxidação do aço durante a fabricação do mesmo. Um nível de teor de alumínio deve ser abaixo de 0,050%, ou abaixo de 0,030% para evitar um aumento na temperatura Ac3 e

evitar a formação de ferrita durante o resfriamento.

[051] A composição compreende, opcionalmente, enxofre e fósforo.

[052] O nível de teor de enxofre deve ser abaixo de 0,005%. Além de um nível de teor de enxofre de 0,005%, a ductilidade é reduzida devido à presença excessiva de sulfetos tal como MnS que diminuem a deformabilidade, em particular a razão de expansão de orifício Ac%.

[053] O nível de teor de fósforo deve ser abaixo de 0,020%. De fato, o fósforo é um elemento que confere endurecimento de solução sólida, mas que reduz a soldabilidade de ponto e ductilidade de calor, particularmente devido à adequação do mesmo a segregação nas fronteiras de grão ou a cossegregação com manganês.

[054] A microestrutura da folha de aço compreende, de acordo com a invenção, em proporção de superfície, 60 a 95% de martensita e bainita inferior, 4 a 35% de bainita que contém baixo teor de carboneto, 0 a 5% de ferrita e menos de 5% de austenita retida em forma de ilha.

[055] No contexto da invenção, a soma das proporções de superfície de martensita e bainita inferior é considerada, em que essa fração de superfície total se encontra entre 60 e 95%.

[056] Conforme anteriormente indicado, faz-se uma distinção entre martensita autorrevenida e martensita inicial, isto é, não revenida e não autorrevenida.

[057] De acordo com uma realização, a martensita é formada, em particular, por martensita autorrevenida, em que a proporção de superfície da soma da martensita autorrevenida e a bainita inferior são pelo menos 40% de toda a microestrutura e para até 95%.

[058] A martensita autorrevenida e a bainita inferior estão presentes na forma de ripas finas e compreendem carbonetos dispersados

naquelas ripas.

[059] Em particular, a martensita autorrevenida e a bainita inferior compreendem carbonetos de ferro  $\text{Fe}_2\text{C}$  e  $\text{Fe}_3\text{C}$  na forma de bastões orientados nas direções <111> da malha  $\alpha$  das ripas de bainita e martensita.

[060] As proporções de martensita autorrevenida e bainita inferior são especificadas juntamente, visto que a martensita autorrevenida e a bainita inferior têm substancialmente a mesma função em relação às propriedades de uso do aço. Além disso, esses dois componentes, presentes na forma de ripas finas, não podem ser identificados individualmente um do outro mediante observações por microscopia eletrônica de varredura.

[061] Uma porcentagem de superfície de martensita autorrevenida e bainita inferior que se encontra entre 40% e 95% torna possível favorecer a formabilidade do aço, em particular a flexibilidade e a formabilidade de corte de borda do mesmo. Uma porcentagem de martensita autorrevenida e bainita inferior de pelo menos 40% torna possível, desse modo, obter um bom ângulo de flexão, em particular um ângulo de flexão para folhas de aço com uma espessura que se encontra entre 0,7 mm e 1,5 mm, de pelo menos 55°, e uma boa razão de expansão de orifício  $\text{Ac}\%$ , em particular maior ou igual a 40%.

[062] A porcentagem de martensita autorrevenida e bainita inferior na microestrutura é preferivelmente menor que 95%, de modo a reter uma porcentagem de carboneto inferior suficiente que contém bainita, o que torna possível obter um alongamento na ruptura de pelo menos 5%.

[063] A martensita pode compreender adicionalmente martensita parcialmente inicial, em uma proporção de superfície que se encontra entre 4 e 20% de toda a microestrutura, preferivelmente entre 4% e 15%.

[064] A martensita inicial não compreende carbonetos.

[065] A porcentagem de superfície de martensita inicial deve ser

abaixo de 20%, preferivelmente abaixo de 15%, em particular para evitar deteriorar a fragilidade do aço e para garantir uma boa razão de expansão de orifício.

[066] Em particular, a porcentagem de superfície da martensita inicial em forma de banda deve ser minimizada. Uma banda de martensita se refere a uma longa ilha de martensita que tem uma morfologia alongada. Em particular, tal banda tem um comprimento maior correspondente à direção de laminação da folha de aço, para mais ou menos 10 graus. Essa morfologia alongada é caracterizada por um lado pela razão entre o maior comprimento Lmax e o comprimento mais curto Lmin da ilha, e por outro lado pelo valor do tamanho máximo Lmax da ilha. Uma dada ilha é considerada por ter uma morfologia alongada que, desse modo, forma uma banda, quando a razão Lmax/Lmin da mesma é maior ou igual a 15 e quando o maior comprimento Lmax da mesma é maior que 30.

[067] A formação dessas bandas é favorecida por altos níveis de teor de manganês e carbono.

[068] A minimização da porcentagem de superfície de martensita inicial em forma de banda, em particular abaixo de 10% de toda a microestrutura, em particular torna possível evitar qualquer deterioração do ângulo de flexão.

[069] A microestrutura compreende adicionalmente de 4 a 35% de bainita que contém baixo teor de carboneto, isto é, que compreende menos que 100 carbonetos por unidade de superfície de 100 micrômetros quadrados.

[070] A bainita que contém baixo teor de carboneto é formada durante o resfriamento entre 550 °C e 450 °C. A formação do mesmo é, em particular, favorecida pela adição de silício, que tende a atrasar a precipitação dos carbonetos, juntamente com uma pequena quantidade de elementos de endurecimento tal como carbono ou manganês.

[071] A bainita que contém baixo teor de carboneto torna possível aumentar o alongamento na ruptura. Em particular, uma proporção de superfície de bainita que contém baixo teor de carboneto de pelo menos 4% torna possível obter um alongamento na ruptura de pelo menos 5%. A proporção de superfície de bainita que contém baixo teor de carboneto deve ser limitada para 35% de modo a garantir uma razão de expansão de orifício maior ou igual a 40% e uma tensão de ruptura maior ou igual a 1.180 MPa.

[072] A microestrutura compreende adicionalmente 0 a 5% de ferrita, preferivelmente 4 a 5%. A proporção de superfície de ferrita deve ser de não mais que 5% de modo a garantir boa flexibilidade, assim como uma resistência maior que 1.180 MPa.

[073] A microestrutura pode conter austenita retida em forma de ilha, que forma em particular pequenas placas entre as ripas de martensita autorrevenida e bainita inferior. A proporção de superfície de austenita retida é abaixo de 5%.

[074] Preferivelmente, a menor dimensão dessas ilhas de austenita retida é menor que 50 nanômetros.

[075] Além disso, os inventores também mostraram a importância de controlar o tamanho dos grãos de austenita criados durante o recozimento da folha de aço laminada a frio, isto é, existentes em altas temperaturas no fim da permanência em recozimento, anterior ao resfriamento subsequente. Esses grãos de austenita são qualificados como “antigos grãos de austenita”, visto que esses grãos são substituídos por outros componentes durante transformações alotrópicas posteriores mediante resfriamento. Conforme será explicado, o tamanho desses antigos grãos de austenita pode, no entanto, ser mostrado através de diferentes métodos, no produto final. De acordo com a invenção, a fração de antigos grãos de austenita da qual o tamanho é menor que um micrômetro representa menos de 10% da população

total desses antigos grãos de austenita.

[076] A fração de antigos grãos de austenita da qual o tamanho é menor que um micrômetro é, por exemplo, determinado com o uso de um reagente apropriado, a velocidade de desbaste da qual depende de certas segregações locais nas antigas fronteiras, por exemplo, o reagente Béchet-Beaujard. Para tal finalidade, uma amostra de aço no estado final, isto é, no fim do método de fabricação de acordo com a invenção, é desbastada com o uso de um reagente apropriado, em particular um reagente composto de uma solução aquosa saturada com ácido pícrico com pelo menos 0,5% de sulfonato de alquila de sódio adicionado, por um tempo que se encontra entre diversos minutos e uma hora.

[077] No fim desse desbaste, uma examinação micrográfica da amostra torna possível visualizar as fronteiras dos antigos grãos de austenita e produzir um histograma do tamanho desses antigos grãos de austenita, em particular para determinar a fração dos antigos grãos de austenita da qual o tamanho é menor que um micrômetro.

[078] Alternativamente, o tamanho dos antigos grãos de austenita pode ser determinado com o uso de arrefecimento brusco interrompido durante o resfriamento após recocimento, por adotar condições de resfriamento iniciais de modo a causar intergranular germinação ferrítica, então para interromper o último por arrefecimento brusco.

[079] Os inventores mostraram que o tamanho desses antigos grãos de austenita condiciona a cinética de transformação de fase durante o resfriamento que segue o recocimento. Em particular, os pequenos grãos de austenita, menores que um micrômetro, contribuem para reduzir o valor da temperatura Ms e, desse modo, aumentar a formação de martensita inicial.

[080] Inversamente, a presença de grandes grãos de austenita reduz a formação de bainita que contém baixo teor de carboneto.

[081] Uma fração de antigos grãos de austenita da qual o tamanho é menor que um micrômetro, que compõe menos de 10% da população total de grãos de austenita, portanto contribui em particular para a obtenção de um Ac% de razão de expansão de orifício maior ou igual a 40% e um ângulo de flexão, para folhas de aço com uma espessura que se encontra entre 0,7 mm e 1,5 mm, de pelo menos 55°.

[082] Essas características microestruturais são, por exemplo, determinadas através da observação da microestrutura por microscopia eletrônica de varredura com o uso de um tambor de efeito de campo (técnica "SEM-FEB") com uma ampliação maior que 1.200x, acoplado a um detector EBSD ("Difração de Elétrons por Retrodispersão"). As morfologias das ripas e grãos são, em seguida, determinadas por análise de imagem com o uso de programas conhecidos nas mesmas, por exemplo, o programa Aphelion®.

[083] A folha de aço laminada a frio e temperada de acordo com a invenção pode ser produzida exposta, sem revestimento, mas também pode ser revestida. Por exemplo, tal revestimento pode ser formado por zinco ou um liga de zinco, em particular um revestimento galvanizado que compreende de 7 a 12% de ferro.

[084] Em particular, tal folha de aço se adéqua bem à deposição do revestimento metálico, em particular através de imersão de acordo com os métodos comuns.

[085] Em particular, as características de composição e tração do aço são compatíveis com as restrições e ciclos de calor dos métodos de revestimento de zinco com revestimento por imersão contínuo.

[086] O método de revestimento usado depende da aplicação alvo. Em particular, o revestimento pode ser obtido através de imersão, com o uso de um método de deposição a vácuo tal como JVD (deposição de vapor a jato), ou por eletrodeposição catiônica.

[087] Os inventores mostraram que uma folha de aço, de acordo com a invenção, tem uma tensão de ruptura que se encontra entre 1.180 e 1.320 MPa, junto com um limite elástico que se encontra entre 800 e 970 MPa, antes de qualquer operação de laminação de encruamento, um alongamento na ruptura de pelo menos 5%, em particular maior que 8%, e um Ac% de razão de expansão de orifício maior ou igual a 30%, em particular maior ou igual a 40%.

[088] Em particular, um limite elástico que se encontra entre 800 e 970 MPa é obtido durante a retenção de uma tensão de ruptura abaixo de 1.320 MPa. Além disso, tal folha de aço tem um alto ângulo de flexão. Em particular, quando a folha de aço tem uma espessura que se encontra entre 0,7 mm e 1,5 mm, o ângulo de flexão é pelo menos 55°.

[089] A implantação do método de fabricação para uma folha laminada, de acordo com a invenção, inclui as etapas sucessivas a seguir.

[090] Um aço com uma composição de acordo com a invenção é fornecido, e um aço semifinalizado é moldado a partir de tal aço. Essa moldagem pode ser realizada em lingotes ou continuamente na forma de chapas com uma espessura de cerca de 200 mm.

[091] Os aços semifinalizados moldados são primeiro trazidos para uma temperatura  $T_R$  maior que 1.250 °C, de modo a homogeneizar o aço e dissolver completamente as precipitações.

[092] Então, o aço semifinalizado é laminado a quente em uma faixa de temperatura em que a estrutura do aço é completamente austenítica, isto é, em uma temperatura  $T_{FL}$  maior que a temperatura inicial de transformação Ar3 da austenita mediante resfriamento. Caso a temperatura  $T_{FL}$  seja menor que a temperatura Ar3, os grãos de ferrita são endurecidos por deformação pela laminação e a ductilidade é reduzida. Preferivelmente, uma temperatura de fim de laminação maior que 875 °C será escolhida.

[093] A folha de aço laminada a quente é resfriada em uma taxa suficiente para evitar formação de ferrita e perlita, em particular maior que 30 °C/s, então a folha de aço laminada a quente é enrolada em espiral em uma temperatura  $T_{Bob}$  que se encontra entre 500 °C e 580 °C. A temperatura de enrolamento deve ser abaixo de 580 °C para evitar oxidação durante o enrolamento. Uma temperatura de enrolamento excessivamente baixa, isto é, abaixo de 500 °C, leva a um aumento na dureza do aço, que aumenta as forças necessárias durante laminação a frio posterior. A faixa de temperatura de enrolamento também torna possível evitar formação de perlita.

[094] A laminação a frio é então realizada, com uma taxa de redução que se encontra, por exemplo, entre 40% e 70% de modo a introduzir uma quantidade de deformação que permite recristalização posterior.

[095] A folha de aço laminada a frio é então aquecida, preferivelmente dentro de uma instalação contínuo recozimento, com uma taxa de aquecimento  $V_C$  média que se encontra entre 1 °C/s e 20 °C/s entre 600° e a temperatura  $Ac_1$  (início da temperatura de transformação alotrópica para austenita mediante aquecimento).

[096] A temperatura  $Ac_1$  pode ser medida por dilatometria, ou avaliada com o uso da fórmula a seguir publicada em "Darstellung der Umwandlungen für technische Anwendungen und Möglichkeiten ihrer Beeinflussung", H.P. Hougardy, Werkstoffkunde Stahl Band 1, 198-231, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, Alemanha, 1984:

$$Ac_1 = 739 - 22*C - 7*Mn + 2*Si + 14*Cr + 13*Mo - 13*Ni.$$

[097] Nessa fórmula, a temperatura  $Ac_1$  é expressa em graus Celsius, e C, Mn, Si Cr, Mo e Ni designam as porcentagens de peso de C, Mn, Si, Cr, Mo e Ni respectivamente na composição.

[098] Durante o aquecimento do aço entre 600 °C e  $Ac_1$ , um início de recristalização ocorre e precipitações de TiNbCN se formam no aço, o

que torna possível controlar o tamanho distribuição dos grãos de austenita formados a partir de Ac1.

[099] Surpreendentemente, os inventores mostraram que controlar a taxa de aquecimento  $V_c$  média entre 600 °C e Ac1 e, desse modo, o tempo de aquecimento entre 600 °C e Ac1, que corresponde ao tempo entre o início de recristalização e o início da transformação de fase, é decisivo para a cinética das últimas transformações de fase, em particular durante a fase de permanência subsequente na temperatura de recozimento  $T_m$ . Os inventores então mostraram, de forma inesperada, que a escolha de uma taxa de aquecimento  $V_c$  média entre 600 °C e Ac1 que se encontra entre 1 °C/s e 20 °C/s torna possível, no fim do método de fabricação, obter um aço do qual a microestrutura consiste em, em proporção de superfície, 60 a 95% de martensita e bainita inferior, 4 a 35% de bainita que contém baixo teor de carboneto, 0 a 5% de ferrita e menos de 5% de austenita retida em forma de ilha.

[0100] Em particular, uma taxa de aquecimento  $V_c$  média abaixo de 1 °C/s levaria a um tempo de aquecimento excessivamente longo entre 600 °C e Ac1 e, portanto, uma formação excessiva de ferrita e resistência mecânica muito baixa.

[0101] Do contrário, uma taxa de aquecimento  $V_c$  média maior que 20 °C/s levaria a um tempo de aquecimento demasiadamente curto entre 600 °C e Ac1, e crescimento insuficiente dos grãos de ferrita durante o aquecimento entre 600 °C e Ac1.

[0102] Ainda, os inventores mostraram que o tamanho dos grãos de ferrita obtido no fim do aquecimento entre 600 °C e Ac1 tem uma influência no tamanho dos grãos de austenita no fim da austenização. O crescimento insuficiente dos grãos de ferrita de fato causa uma formação de uma fração excessivamente pequena de pequenos grãos de austenita, portanto formação

insuficiente de martensita autorrevenida no fim do recozimento, isto é, menor que 40%, devido à diminuição do valor da temperatura  $M_s$ .

[0103] A folha de aço laminada a frio é, em seguida, aquecida da temperatura  $Ac_1$  para uma temperatura de recozimento  $T_M$  que se encontra entre  $Ac_3' - 10\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $Ac_3' + 30\text{ }^{\circ}\text{C}$ , e a folha de aço laminada a frio é mantida em uma temperatura  $T_M$  por um tempo  $D_m$  que se encontra entre 50 e 150 segundos.

[0104] Conforme indicado acima, a temperatura  $Ac_3'$  depende do tempo de permanência no platô. O tempo  $D_m$  é escolhido de tal modo que a fração de grãos de austenita da qual o tamanho é menor que um micrômetro representa menos de 10% da população total dos grãos de austenita. Em particular, o tempo de permanência  $D_m$  deve ser longo o suficiente para formar grãos de austenita suficientemente grandes. Preferivelmente, um tamanho de grão médio será escolhido maior que 3 mícrons, que se encontra idealmente entre 5 e 10 mícrons.

[0105] Além disso, um tempo de permanência  $D_m$  mais curto que 50 s levaria à formação no fim do método de uma proporção de ferrita excessivamente grande.

[0106] O tamanho dos grãos de austenita condiciona a cinética de transformação de fase durante o resfriamento que segue o recozimento. Em particular, os pequenos grãos de austenita, menores que um micrômetro, contribuem para reduzir o valor da temperatura  $M_s$  e, desse modo, diminuir a formação de martensita autorrevenida.

[0107] O aquecimento da folha laminada a frio em uma taxa de aquecimento  $V_c$  média que se encontra entre 1  $^{\circ}\text{C/s}$  e 20  $^{\circ}\text{C/s}$  entre 600  $^{\circ}\text{C}$  e a temperatura  $Ac_1$ , seguido pelo aquecimento da folha de aço laminada a frio entre  $Ac_1$  e  $T_M$  e a permanência da folha de aço laminada a frio na temperatura  $T_M$  durante o tempo  $D_m$  que se encontra entre 50 e 100 segundos torna

possível, desse modo, controlar o tamanho dos grãos de austenita formados e, mais particularmente, controlar a fração desses grãos da qual o tamanho é menor que um micrômetro.

[0108] Esses parâmetros de aquecimento tornam possível obter a microestrutura de acordo com a invenção no fim do recozimento e, desse modo, contribuem com a obtenção das características mecânicas desejadas.

[0109] A folha de aço é, em seguida, resfriada em uma taxa  $V_R$  que se encontra entre 10 e 100 °C/s para uma temperatura  $T_e$  que se encontra entre 460 °C e 490 °C. A taxa de resfriamento  $V_R$  deve ser maior que 10 °C/s de modo a formar menos de 5% de ferrita e a não formar muita bainita que contém baixo teor de carboneto.

[0110] Esse resfriamento pode ser realizado a partir da temperatura  $T_M$  em uma ou mais etapas e pode, no último caso, envolver diferentes modos de resfriamento, tal como jatos de gás, jatos de água ou banho de água fervente ou fria.

[0111] A folha de aço é então mantida na temperatura  $T_e$  por um tempo  $D_e$  que se encontra entre 5 e 150 segundos.

[0112] Uma transformação parcial da austenita em bainita ocorre nesse estágio. A permanência em  $T_e$  deve ser mais curta que 150 s de modo a limitar a proporção de superfície de bainita e, desse modo, obter uma proporção de martensita suficiente.

[0113] As etapas a seguir do método diferem dependendo de se um indivíduo pretende fabricar uma folha de aço continuamente galvanizada, em particular galvanizada, ou não revestida.

[0114] De acordo com uma primeira realização, correspondente à fabricação de uma folha de aço continuamente galvanizada, a folha de aço é revestida por passagem contínua imersa em um banho de zinco ou de liga de zinco em uma temperatura  $T_{Zn}$  que se encontra entre 450 °C e 480 °C, por

diversos segundos. As temperaturas  $T_e$  e  $T_{Zn}$  são de modo que  $0 \leq (T_e - T_{Zn}) \leq 10$  °C.

[0115] O produto galvanizado é, em seguida, resfriado para temperatura ambiente através da transformação de uma grande fração da austenita remanescente em martensita inicial e/ou bainita inferior. Desse modo, é obtida uma folha de aço laminada a frio, temperada e galvanizada que contém, em proporção de superfície, 60 a 95% de martensita e bainita inferior, 4 a 35% de bainita que contém baixo teor de carboneto, 0 a 5% de ferrita e menos de 5% de austenita retida em forma de ilha.

[0116] Caso um indivíduo deseje fabricar uma folha de aço laminada a frio, temperada e “galvanizada” (ligada galvanizada), o produto galvanizado é aquecido imediatamente mediante deixar o banho de zinco ou de liga de zinco em uma temperatura  $T_G$  que se encontra entre 490 e 550 °C por um tempo  $t_G$  que se encontra entre 10 e 40 s. Um indivíduo, então, causa a interdifusão do ferro e a camada fina de zinco ou liga de zinco depositada durante a imersão, o que torna possível obter uma folha de aço galvanizada.

[0117] A folha de aço galvanizada é, em seguida, resfriada para temperatura ambiente, enquanto transforma uma grande fração da austenita remanescente em martensita inicial e/ou bainita inferior. Desse modo, é obtida uma folha de aço laminada a frio, temperada e galvanizada que contém, em proporção de superfície, 60 a 95% de martensita e bainita inferior, 4 a 35% de bainita que contém baixo teor de carboneto, 0 a 5% de ferrita e menos de 5% de austenita retida em forma de ilha.

[0118] De acordo com uma segunda realização, correspondente à fabricação de uma folha de aço não revestida, o resfriamento da folha de aço é realizado da temperatura  $T_e$  para temperatura ambiente de modo a obter uma folha de aço não revestida laminada a frio e temperada que contém, em proporção de superfície, 60 a 95% de martensita e bainita inferior, 4 a 35% de

bainita que contém baixo teor de carboneto, 0 a 5% de ferrita e menos de 5% de austenita retida em forma de ilha.

[0119] De acordo com uma terceira realização, correspondente à fabricação de uma folha de aço revestida a vácuo, um indivíduo prossegue como na segunda realização, da temperatura  $T_e$ , com resfriamento da folha de aço para temperatura ambiente, então realizar deposição a vácuo do revestimento de zinco ou liga de zinco, por exemplo, por deposição física de vapor (PVD) ou um método do tipo de deposição de vapor a jato (JVD). Uma folha de aço revestida laminada a frio e temperada é obtida, que contém, em proporção de superfície, 60 a 95% de martensita e bainita inferior, 4 a 35% de bainita que contém baixo teor de carboneto, 0 a 5% de ferrita e menos de 5% de austenita retida em forma de ilha.

[0120] Os inventores mostraram que implantar esse método torna possível obter uma folha de aço que tem uma tensão de ruptura que se encontra entre 1.180 e 1.320 MPa, juntamente com um limite elástico que se encontra entre 800 e 970 MPa (antes de qualquer operação de laminação de encruamento), um alongamento na ruptura de pelo menos 5%, ou mesmo 8%, do qual o  $Ac\%$  de razão de expansão de orifício é maior ou igual a 30%, e mesmo maior ou igual a 40%.

[0121] Além disso, a implantação desse método torna possível conceder à folha de aço um ângulo de flexão de pelo menos 55° quando a folha de aço tem uma espessura que se encontra entre 0,7 mm e 1,5 mm.

[0122] Além disso, a folha de aço obtida tem uma boa soldabilidade com o uso dos métodos de montagem comuns, tal como soldagem por resistência de ponto.

[0123] Como um exemplo não limitativo, os resultados a seguir mostram as características vantajosas conferidas pela invenção.

[0124] Foram fornecidos aços semifinalizados dos quais as

composições, expressas em teores de peso (%), são dadas na Tabela 1 abaixo.

[0125] Em adição aos aços I1 a I4 usados para fabricar folhas de aço de acordo com a invenção, a composição de aços R1 a R9 usados para a fabricação das folhas de aço de referência são indicados como uma comparação.

	C %	Mn %	Si %	Cr %	Ti %	B %	Al %	Mo %	Nb %	N %	S %	P %
I1	0,128	2,484	0,317	0,514	0,039	0,0024	0,026	0,002	0,016	0,0051	0,003	0,015
I2	0,130	2,494	0,529	0,516	0,040	0,0022	0,026	0,002	0,016	0,0054	0,003	0,015
I3	0,109	2,795	0,339	0,551	0,035	0,0039	0,028	0,003	0,039	0,0047	0,003	0,015
I4	0,130	2,500	0,505	0,524	0,037	0,0021	0,030	0,002	<0,002	0,0050	0,003	0,015
I5	0,130	2,700	0,324	0,313	0,045	0,0034	0,030	0,002	0,029	0,0076	0,003	0,015
R1	0,134	2,515	0,536	0,574	0,043	<u>0,0045</u>	0,017	0,002	0,031	0,0059	0,003	0,015
R2	<u>0,086</u>	2,492	0,309	0,519	0,040	0,0039	0,028	0,003	0,028	0,0050	0,003	0,015
R3	<u>0,087</u>	2,584	0,310	0,520	0,039	0,0038	0,025	0,003	0,034	0,0051	0,003	0,015
R4	<u>0,168</u>	<u>2,873</u>	<u>0,230</u>	<u>0,040</u>	0,023	<u>0,0012</u>	0,030	0,002	<u>0,055</u>	0,0063	0,003	0,015
R5	0,117	<u>2,245</u>	0,507	0,515	0,029	0,0035	0,029	0,002	0,018	0,0055	0,003	0,015
R6	0,119	<u>2,239</u>	0,511	0,515	0,028	0,0038	0,027	<u>0,051</u>	0,018	0,0058	0,003	0,015
R7	0,123	2,489	0,503	0,521	0,036	0,0020	0,026	<u>0,056</u>	<0,002	0,0051	0,003	0,015
R8	0,124	2,489	0,505	0,522	0,037	0,0020	0,030	<u>0,056</u>	0,018	0,0055	0,003	0,015
R9	0,124	2,485	<u>0,682</u>	0,521	0,037	0,0020	0,030	<u>0,056</u>	0,018	0,0060	0,003	0,015

**TABELA 1**

[0126] Os valores sublinhados não são de acordo com a invenção.

[0127] A temperatura Ac3 foi calculada com o uso do programa Thermo-Calc®, em que o início da temperatura de transformação martensítica Ms e o Ceq equivalente a carbono corresponde a cada uma dessas composições. Esses valores são fornecidos na Tabela 2 abaixo.

[0128] Em particular, a temperatura Ms foi determinada da fórmula a seguir publicada por K.W. Andrews, em “Fórmula Empírica para o Cálculo de Algumas Temperaturas de Transformação”, Journal of the Iron and Steel Institute, 203, Parte 7, 1965, em que os níveis de teor dos elementos são expressos em porcentagem em peso:

$$Ms (\text{°C}) = 539 - 423 C - 30,4 Mn - 17,7 Ni - 12,1 Cr - 11 Si - 7 Mo.$$

[0129] O Ceq equivalente a carbono foi determinado a partir da fórmula de Nishi indicada acima.

[0130] Os valores sublinhados não são de acordo com a invenção.

	Ceq (%)	Ms (°C)	Ac3 (°C)
I1	0,28	400	795
I2	0,29	396	800
I3	0,28	398	798
I4	0,29	396	800
I5	0,30	395	798
R1	0,30	393	803
R2	0,24	417	805
R3	0,25	414	805
R4	<u>0,34</u>	378	785
R5	0,27	409	820
R6	0,27	408	820
R7	0,29	399	802
R8	0,29	399	804
R9	0,29	397	810

**TABELA 2**

[0131] Os aços semifinalizados moldados correspondentes às composições acima foram reaquecidos para uma temperatura  $T_{reaquecimento}$  maior que 1.250 °C, então laminados a quente, em que o fim da temperatura de laminação é igual a 850 °C, portanto maior que Ar3 para todos esses aços.

[0132] Então, as folhas de aço laminadas a quente foram resfriadas, enquanto evitou-se a formação de ferrita e perlita, então enroladas em espiral em uma temperatura de 545 °C.

[0133] As folhas de aço foram, em seguida, laminadas a frio, para uma espessura de 1,4 mm.

[0134] As folhas de aço foram, em seguida, reaquecidas entre 600 °C e Ac1, em que Ac1 designa o início da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento, com uma taxa de reaquecimento  $V_c$ , então reaquecidas para uma temperatura  $T_m$  e mantidas na temperatura  $T_m$  por um tempo  $D_m$ .

[0135] De acordo com um primeiro conjunto de testes, as folhas de aço foram resfriadas em uma taxa  $V_R$  para uma temperatura  $T_e$ , então mantidas na temperatura  $T_e$  por um tempo  $D_e$ .

[0136] Esses testes foram realizados de acordo com cinco condições de tratamento diferentes (a a e), indicadas na Tabela 3.

[0137] De acordo com um sexto teste (f na Tabela 3), as folhas de aço foram resfriadas da temperatura  $T_m$  para a temperatura ambiente, em uma taxa de resfriamento  $V_R$ , sem manter em uma temperatura intermediária entre  $T_m$  e a temperatura ambiente. Na Tabela 3, NA significa não aplicável. De fato, de acordo com o tratamento f, nenhuma permanência em uma temperatura  $T_e$  é realizada e o tempo de permanência  $D_e$  é, portanto, irrelevante.

[0138] As folhas de aço fabricadas são, então, folhas de aço não revestidas.

Tratamento	$V_c$ (°C/s)	$T_m$ (°C)	$D_m$ (s)	$V_R$ (°C/s)	$T_e$ (°C)	$D_e$ (s)
a	2	810	120	30	460	130
b	2	830	120	30	460	130
c	6	820	60	26	470	33
d	<u>0,2</u>	820	<u>2</u>	26	460	33
e	<u>0,2</u>	820	60	26	460	33
f	2	830	120	>100 °C/s	20	NA

**TABELA 3**

[0139] Os valores sublinhados não são de acordo com a invenção.

[0140] Com o uso de testes de tensão de ruptura, o limite elástico  $Y_s$ , a tensão de ruptura  $TS$  e o alongamento total  $A$  foram determinados para as folhas de aço obtidas pelos diferentes modos de fabricação. A flexibilidade dessas folhas de aço também foi determinada através da determinação do ângulo máximo antes da ruptura.

[0141] O ângulo máximo antes da ruptura da folha de aço é determinado através da aplicação de um furo nas folhas de aço de modo a flexionar a dita folha. A força a ser aplicada para realizar a flexão aumenta até

a folha de aço se romper. A medição da força aplicada durante a flexão torna possível, desse modo, detectar o início da ruptura da folha de aço, e medir o ângulo de flexão quando tal ruptura ocorre.

[0142] O Ac% de razão de expansão de orifício também foi determinado em cada folha de aço através da produção de um orifício através do corte na folha de aço com o uso de uma ferramenta frusto-cônica de modo a produzir uma expansão nas bordas do dito orifício. Conforme descrito no ISO padrão 16630:2009, o diâmetro inicial  $D_i$  do orifício foi medido antes da prensagem, então o diâmetro final  $D_f$  do orifício após a prensagem, quando rachaduras são observadas seguindo através da espessura da folha de aço nas bordas do orifício. A capacidade de expansão de orifício Ac% foi determinada de acordo com a fórmula a seguir:

$$Ac\% = 100 * \frac{D_f - D_i}{D_i}.$$

[0143] A microestrutura dos aços também foi determinada. As proporções de superfície de martensita (inclusive a martensita autorrevenida e a martensita inicial) e bainita inferior (juntamente), martensita autorrevenida e bainita inferior (juntamente), e bainita que contém baixo teor de carboneto foram quantificadas após desbaste com bissulfito de sódio. A proporção de superfície de martensita inicial foi quantificada após desbaste por um reagente de NAOH-NaNO3.

[0144] A proporção de superfície de ferrita também foi determinada por observações por microscópio eletrônico de varredura e ópticas, em que a fase ferrítica foi identificada.

[0145] As microestruturas das folhas de aço foram fornecidas na Tabela 4 abaixo.

	Ac3'-10 Ac3'+30 (°C)	Tm (°C)	martensita + bainita inferior (%)	martensita autorrevenida + bainita inferior (%)	martensita inicial (%)	bainita que contém baixo teor de carboneto (%)	austenita (%)	ferrita (%)
--	----------------------------	------------	--	---	------------------------------	---	------------------	----------------

	Ac <sub>3'</sub> -10 Ac <sub>3'</sub> +30 (°C)	T <sub>m</sub> (°C)	martensita + bainita inferior (%)	martensita autorrevenida + bainita inferior (%)	martensita inicial (%)	bainita que contém baixo teor de carboneto (%)	austenita (%)	ferrita (%)
I1-b	795-835	830	95	91	4	5	0	0
I2-b	800-840	830	90	75	15	10	0	0
I3-b	798-838	830	95	89	6	5	0	0
I4-b	800-840	830	80	75	5	20	0	0
I5-b	798-838	830	80	70	10	20	0	0
I1-d	990- 1030	<u>820</u>	<u>50</u>	0	50	0	0	<u>50</u>
I1-e	805-845	820	<u>50</u>	0	50	<u>0</u>	0	<u>50</u>
I4-f	800-840	830	<u>98</u>	95	3	<u>2</u>	0	0
R1-b	803-843	830	95	81	14	<u>3</u>	0	2
R2-b	805-845	830	60	30	30	<u>40</u>	0	0
R3-b	805-845	830	75	45	30	25	0	0
R3-c	815-855	820	60	30	30	<u>38</u>	0	2
R4-b	785-825	<u>830</u>	85	60	25	13	2	0
R5-b	820-860	830	<u>50</u>	25	25	<u>50</u>	0	0
R5-c	830-870	<u>820</u>	<u>45</u>	23	22	<u>45</u>	0	<u>10</u>
R6-c	830-870	<u>820</u>	<u>45</u>	9	36	<u>45</u>	0	<u>10</u>
R7- um	802-842	810	<u>40</u>	35	5	<u>60</u>	0	0
R8- um	804-844	810	95	85	10	5	0	0
R9- um	810-850	810	<u>50</u>	<u>10</u>	<u>40</u>	<u>47</u>	0	3

**TABELA 4**

[0146] Os valores sublinhados não são de acordo com a invenção.

[0147] As propriedades mecânicas das folhas de aço foram fornecidas na Tabela 5 abaixo.

	TS (MPa)	Y <sub>s</sub> (MPa)	A%	ângulo de flexão	Ac%
I1-b	1299	913	7,3	62	61,8
I2-b	1303	945	6,6	59	n.d.
I3-b	1299	947	6,1	56	55
I4-b	1250	827	8,7	58	43,6
I5-b	1194	855	7,5	63	n.d.
I1-d	<u>1081</u>	<u>660</u>	10	n.d.	n.d.
I1-e	<u>1096</u>	<u>655</u>	9,2	n.d.	n.d.
I4-f	<u>1422</u>	<u>1123</u>	5,9	n.d.	n.d.
R1-b	<u>1353</u>	930	7,3	56	43,9
R2-b	<u>1116</u>	800	8	71	n.d.

	<b>TS (MPa)</b>	<b>Y<sub>s</sub> (MPa)</b>	<b>A%</b>	<b>ângulo de flexão</b>	<b>Ac%</b>
R3-b	<u>1131</u>	821	7,6	56	n.d.
R3-c	<u>1165</u>	<u>798</u>	8,6	n.d.	<u>37</u>
R4-b	1253	<u>759</u>	9	<u>50</u>	n.d.
R5-b	<u>1151</u>	<u>790</u>	6,7	63	n.d.
R5-c	<u>1137</u>	<u>720</u>	10,4	n.d.	<u>30</u>
R6-c	1208	<u>777</u>	10,7	n.d.	<u>28</u>
R7-um	1217	<u>759</u>	8,7	56	n.d.
R8-um	1262	<u>792</u>	8,4	59	n.d.
R9-um	1242	<u>759</u>	7,4	58	n.d.

**TABELA 5**

[0148] Nessa tabela, n.d. significa que os valores das propriedades não foram determinados.

[0149] A análise desses resultados mostra as relações entre as composições dos aços, a microestrutura e as propriedades mecânicas dos mesmos.

[0150] As folhas de aço I1-b, I2-b, I3-b, I4-b e I5-b têm uma composição e uma microestrutura de acordo com a invenção. Subsequentemente, essas folhas de aço têm uma tensão de ruptura, um limite elástico, um alongamento, um ângulo de flexão e uma razão de expansão de orifício que satisfazem os valores alvo.

[0151] As Figuras 1 e 2 ilustram a microestrutura da folha de aço I4-b. A Figura 1 resulta do desbaste da folha de aço por bissulfito de sódio, enquanto a Figura 2 resulta do desbaste da folha de aço pelo NAOH-NaNO<sub>3</sub>. A Figura 1 mostra a martensita autorrevenida e a bainita inferior (M+BI), assim como a bainita que contém baixo teor de carboneto (BFC). A Figura 2 mostra a martensita inicial (MF) na forma de zonas mais escuras.

[0152] A folha de aço, de acordo com o exemplo R1-b, mostra um nível de teor de Cr excessivamente alto e um nível de teor de B excessivamente alto, de tal modo que a tensão de ruptura TS do mesmo seja muito alta. Desse modo, embora se obtenha um limite elástico satisfatório YS,

esse limite elástico é obtido juntamente com uma tensão de ruptura excessivamente alta TS.

[0153] As folhas de aço, de acordo com R2-b e R3-b, têm um nível de teor de C excessivamente baixo e, desse modo, não têm tensão de ruptura satisfatória.

[0154] Em particular, a folha de aço, de acordo com o exemplo R2-b, compreende um alto carboneto inferior que contém fração de bainita, devido ao baixo nível de teor de C do aço que compõe a folha de aço, que leva a obter uma tensão de ruptura relativamente baixa.

[0155] Além disso, um baixo nível de teor de C leva a aumentar a temperatura Ac3 e, desse modo, a temperatura Ac3'.

[0156] Por exemplo, R3, de acordo com a condição de fabricação c, um número excessivamente alto de pequenos grãos de austenita portanto se forma, que leva à formação no fim do recozimento de uma proporção excessivamente baixa de superfície de martensita autorrevenida e bainita inferior, uma proporção excessivamente alta de martensita inicial e uma proporção excessivamente alta de superfície de bainita que contém baixo teor de carboneto.

[0157] Isso leva a obter uma resistência TS e limite elástico YS insuficiente, e uma razão de expansão de orifício menor que a razão mínima desejada.

[0158] A folha de aço, de acordo com o exemplo R4-b, tem níveis de teor de C e Mn excessivamente altos, níveis de teor de Cr e Si excessivamente baixos, um nível de teor de Nb excessivamente alto e um nível de teor de B excessivamente baixo, que leva a obter um ângulo de flexão que é muito pequeno.

[0159] Em particular, os altos níveis de teor em Mn e C no exemplo R4-b levam à formação excessiva de martensita inicial em forma de

banda, que causa uma deterioração do ângulo de flexão. Além disso, devido aos altos níveis de teor de carbono e manganês, a soldabilidade do aço é deteriorada. Em particular, o Ceq equivalente a carbono determinado da fórmula de Nishi supracitada é igual a 0,34%, portanto maior que o valor máximo desejado de 0,30%.

[0160] O exemplo R5 mostra um nível de teor de Mn excessivamente baixo, que, combinado com um alto nível de teor de Si (0,507%), leva a uma formação excessiva de bainita que contém baixo teor de carboneto de acordo com os tratamentos b e c.

[0161] Desse modo, os exemplos R5-b e R5-c têm uma tensão de ruptura e limite elástico insuficiente.

[0162] Além disso, o nível de teor de Mn excessivamente baixo leva a uma alta temperatura  $Ac_3=820\text{ }^{\circ}\text{C}$ . De acordo com a condição de fabricação c,  $Ac_3=840\text{ }^{\circ}\text{C}$  portanto tem um alto valor, de tal modo que a temperatura  $T_m= 820\text{ }^{\circ}\text{C}$  seja menor que  $Ac_3'-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Como resultado, a otimização não é completa, uma proporção excessivamente alta de superfície de ferrita permanece no aço e muito pouca martensita autorrevenida e bainita inferior.

[0163] Consequentemente, a tensão de ruptura TS e o limite elástico YS são insuficientes, assim como é a razão de expansão de orifício Ac%.

[0164] De modo semelhante, o exemplo R6 mostra um nível de teor de Mn excessivamente baixo, que, combinado com um alto nível de teor de Si (0,511%), leva à formação excessiva de bainita que contém baixo teor de carboneto.

[0165] Além disso, o nível de teor de Mn excessivamente baixo, que leva a uma alta temperatura  $Ac_3=820\text{ }^{\circ}\text{C}$ , de tal modo que de acordo com a rota c, a temperatura  $T_m= 820\text{ }^{\circ}\text{C}$  é menos de  $Ac_3'-10\text{ }^{\circ}\text{C} = 830\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

[0166] Como resultado, a otimização não é completa, e uma proporção excessivamente alta de superfície de ferrita permanece no aço, assim como muito pouca martensita autorrevenida e bainita inferior. O limite elástico e a razão de expansão de orifício são consequentemente deteriorados. No entanto, o alto nível de teor de Mo torna possível manter uma alta tensão de ruptura TS.

[0167] O exemplo R7 tem um nível de teor de Mo excessivamente alto. Devido ao baixo nível de teor de Nb do exemplo R7, esse alto nível de teor de Mo resulta na diminuição do tamanho dos antigos grãos austeníticos e, portanto, leva, devido à diminuição no valor da temperatura  $M_s$ , à formação insuficiente de martensita e bainita inferior, em particular martensita autorrevenida e bainita inferior no fim do recozimento e formação excessiva de martensita inicial.

[0168] Por exemplo, R7, isso resulta em um limite elástico insuficiente. No entanto, o alto nível de teor de Mo torna possível manter uma alta tensão de ruptura TS.

[0169] A composição do aço R8 também tem um nível de teor de Mo excessivamente alto.

[0170] O exemplo R9 mostra um nível de teor de Si excessivamente alto, que leva a uma formação excessiva de bainita que contém baixo teor de carboneto e uma formação insuficiente de martensita e bainita inferior, que leva a obter um limite elástico insuficiente. Por exemplo, I1-d, a taxa de aquecimento  $V_c$  e tempo de permanência  $D_m$  são muito baixos. Desse modo, a temperatura  $T_m$  é abaixo de  $Ac_3'-10$ . Como resultado, a otimização não é completa, e um crescimento excessivo de grãos de ferrita é observado. Uma proporção de superfície de ferrita excessiva, martensita autorrevenida e bainita inferior insuficiente e bainita que contém baixo teor de carboneto insuficiente permanecem, desse modo, no aço. A tensão de ruptura

e o limite elástico são, portanto, insuficientes.

[0171] Por exemplo, I1-e, a taxa de aquecimento  $V_c$  é muito baixa. Desse modo, um crescimento excessivo de grão de ferrita é observado. Uma proporção de superfície de ferrita excessiva, martensita autorrevenida e bainita inferior insuficiente e bainita que contém baixo teor de carboneto insuficiente permanecem, desse modo, no aço. A tensão de ruptura e o limite elástico são, portanto, insuficientes.

[0172] Por exemplo, I4-f, a taxa de resfriamento  $V_R$  é muito alta. Desse modo, se formam, muita martensita e bainita inferior e insuficiente bainita que contém baixo teor de carboneto e martensita inicial.

[0173] A tensão de ruptura e limite elástico são, portanto, bem além daqueles que são objetivados.

### REIVINDICAÇÕES

1. FOLHA DE AÇO, laminada a frio e temperada, cuja composição química consiste em, e os teores são expressos por porcentagem em peso:

0,10 ≤ C ≤ 0,13%

2,4 ≤ Mn ≤ 2,8%

0,30 ≤ Si ≤ 0,55%

0,30 ≤ Cr ≤ 0,56%

0,020 ≤ Ti ≤ 0,050%

0,0020 ≤ B ≤ 0,0040%

0,005 ≤ Al ≤ 0,050%

Mo ≤ 0,010%

Nb ≤ 0,040%

0,002 ≤ N ≤ 0,008%

S ≤ 0,005%

P ≤ 0,020%,

caracterizada por o restante consistir em ferro e impurezas inevitáveis resultantes da fusão, em que a folha de aço tem uma microestrutura que consiste em, em proporção de superfície:

- martensita e/ou bainita inferior, em que a soma das proporções de superfície de martensita e bainita inferior se encontra entre 60 e 95%, a martensita consistindo em martensita inicial e/ou martensita autorrevenida, a proporção de superfície de martensita autorrevenida e bainita inferior sendo 40 a 95%;

- 4 a 35% de bainita que contém baixo teor de carboneto, contendo menos de 100 carbonetos por unidade de superfície de 100 micrômetros quadrados;

- 0 a 5% de ferrita; e

- menos de 5% de austenita retida em forma de ilha.

2. FOLHA DE AÇO, de acordo com a reivindicação 1, caracterizada por a microestrutura compreender, em proporção de superfície, 4% a 20% de martensita inicial, preferivelmente 4% a 15%.

3. FOLHA DE AÇO, de acordo com a reivindicação 1, caracterizada por a martensita autorrevenida e a bainita inferior conterem carbonetos em formato de bastão orientados nas direções <111> das ripas de bainita e martensítica.

4. FOLHA DE AÇO, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 3, caracterizada por a microestrutura compreender, em proporção de superfície, 4 a 5% de ferrita.

5. FOLHA DE AÇO, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 4, caracterizada por a menor dimensão das ilhas de austenita retida ser menor que 50 nanômetros.

6. FOLHA DE AÇO, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 5, caracterizada por a fração de antigos grãos de austenita criados pelo recozimento dos quais o tamanho é de menos de um micrômetro representar menos de 10% da população total dos antigos grãos de austenita.

7. FOLHA DE AÇO, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 6, caracterizada por a folha de aço ter uma tensão de ruptura que se encontra entre 1.180 MPa e 1.320 MPa, e um Ac% de razão de expansão de orifício maior ou igual a 40%.

8. FOLHA DE AÇO, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 7, caracterizada por a folha de aço ter uma espessura que se encontra entre 0,7 mm e 1,5 mm, e em que a folha de aço tem um ângulo de flexão maior ou igual a 55°.

9. FOLHA DE AÇO, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 8, caracterizada por a composição química compreender o

teor expresso por porcentagem em peso:

$$2,5 \leq \text{Mn} \leq 2,8\%.$$

10. FOLHA DE AÇO, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 9, caracterizada por a composição química compreender o teor expresso por porcentagem em peso:

$$0,30 \leq \text{Si} \leq 0,5\%.$$

11. FOLHA DE AÇO, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 10, caracterizada por a composição química compreender o teor expresso por porcentagem em peso:

$$0,005 \leq \text{Al} \leq 0,030\%.$$

12. FOLHA DE AÇO, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 11, caracterizada por a folha de aço compreender um revestimento de zinco ou liga de zinco obtido através de revestimento por imersão contínuo.

13. FOLHA DE AÇO, de acordo com a reivindicação 12, caracterizada por o revestimento de zinco ou liga de zinco ser um revestimento galvanizado, em que o revestimento de zinco ou liga de zinco compreende de 7 a 12% de ferro.

14. FOLHA DE AÇO, de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 11, caracterizada por a folha de aço compreender um revestimento de zinco ou liga de zinco obtido através de deposição a vácuo.

15. MÉTODO PARA FABRICAR UMA FOLHA DE AÇO laminada a frio e temperada, conforme definido em qualquer uma das reivindicações 1 a 13, caracterizado por compreender as seguintes etapas sucessivas:

- fornecer um aço semifinalizado que tem uma composição química que consiste em, os teores expressos por porcentagem em peso:

$$0,10 \leq \text{C} \leq 0,13\%$$

$2,4 \leq \text{Mn} \leq 2,8\%$   
 $0,30 \leq \text{Si} \leq 0,55\%$   
 $0,30 \leq \text{Cr} \leq 0,56\%$   
 $0,020 \leq \text{Ti} \leq 0,050\%$   
 $0,0020 \leq \text{B} \leq 0,0040\%$   
 $0,005 \leq \text{Al} \leq 0,050\%$   
 $\text{Mo} \leq 0,010\%$   
 $\text{Nb} \leq 0,040\%$   
 $0,002 \leq \text{N} \leq 0,008\%$   
 $\text{S} \leq 0,005\%$   
 $\text{P} \leq 0,020\%$

em que o restante consiste em ferro e impurezas inevitáveis resultantes da fusão, então

- aquecer o aço semifinalizado a uma temperatura  $T_{\text{reaquecimento}}$  maior ou igual a  $1.250\text{ }^{\circ}\text{C}$ , então

- laminar a quente o aço semifinalizado, em que a temperatura de fim de laminação é maior que a temperatura Ar3 do início da transformação da austenita mediante resfriamento, para obter uma folha de aço laminada a quente, então

- resfriar a folha de aço laminada a quente em uma taxa suficiente para evitar a formação de ferrita e perlita, então

- resfriar a folha de aço laminada a quente em uma temperatura abaixo de  $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ , então

- laminar a frio a folha de aço laminada a quente para obter uma folha de aço laminada a frio, então

- reaquecer a folha de aço laminada a frio entre  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $\text{Ac}_1$ , em que  $\text{Ac}_1$  designa o início da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento, em uma taxa de aquecimento  $V_R$  que se encontra entre

1 e 20 °C/s, então

- reaquecer a folha de aço laminada a frio a uma temperatura  $T_m$  que se encontra entre  $Ac_3' - 10$  °C e  $Ac_3' + 30$  °C e manter a folha de aço laminada a frio na temperatura  $T_m$  por um tempo  $D_m$  que se encontra entre 50 e 150 segundos, com  $Ac_3' = \text{Min} \{Ac_3 + 1.200/D_m; 1.000\text{ }^{\circ}\text{C}\}$ , em que  $Ac_3$  e  $Ac_3'$  são expressos em graus Celsius e  $D_m$  em segundos, e em que  $Ac_3$  designa o fim da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento conforme determinado independentemente do tempo de permanência em tal temperatura  $Ac_3$ , então

- resfriar a folha de aço em uma taxa que se encontra entre 10 e 150 °C/s para uma temperatura  $T_e$  que se encontra entre 460 °C e 490 °C, então

- manter a folha de aço na temperatura  $T_e$  por um tempo que se encontra entre 5 e 150 segundos, então

- revestir a folha de aço por imersão contínua em um banho de zinco ou de liga de zinco em uma temperatura  $T_{Zn}$  que se encontra entre 450 °C e 480 °C, em que as ditas temperaturas  $T_e$  e  $T_{Zn}$  são de modo que  $0 \leq (T_e - T_{Zn}) \leq 10$  °C, então

- opcionalmente aquecer a folha de aço revestida a uma temperatura que se encontra entre 490 °C e 550 °C por um tempo  $t_g$  que se encontra entre 10 s e 40 s.

16. MÉTODO PARA FABRICAR UMA FOLHA DE AÇO laminada a frio e temperada, conforme definido em qualquer uma das reivindicações 1 a 11 e 14, caracterizado por compreender as seguintes etapas sucessivas:

- fornecer um aço semifinalizado que tem uma composição química que consiste em, os teores expressos por porcentagem em peso:

$$0,10 \leq C \leq 0,13\%$$

$2,4 \leq Mn \leq 2,8\%$   
 $0,30 \leq Si \leq 0,55\%$   
 $0,30 \leq Cr \leq 0,56\%$   
 $0,020 \leq Ti \leq 0,050\%$   
 $0,0020 \leq B \leq 0,0040\%$   
 $0,005 \leq Al \leq 0,050\%$   
 $Mo \leq 0,010\%$   
 $Nb \leq 0,040\%$   
 $0,002 \leq N \leq 0,008\%$   
 $S \leq 0,005\%$   
 $P \leq 0,020\%$

em que o restante consiste em ferro e impurezas inevitáveis resultantes da fusão, então

- aquecer o aço semifinalizado a uma temperatura  $T_{reaquecer}$  maior ou igual a  $1.250^{\circ}C$ , então

- laminar a quente o aço semifinalizado, em que o fim da temperatura de laminação é maior que Ar3, para obter uma folha de aço laminada a quente, então

- resfriar a folha de aço laminada a quente em uma taxa suficiente para evitar a formação de ferrita e perlita, então

- resfriar a folha de aço laminada a quente em uma temperatura abaixo de  $580^{\circ}C$ , então

- laminar a frio a folha de aço laminada a quente para obter uma folha de aço laminada a frio, então

- reaquecer a folha de aço laminada a frio entre  $600^{\circ}C$  e  $Ac1$ , em que  $Ac1$  designa o início da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento em uma taxa de aquecimento  $V_R$  que se encontra entre 1 e  $20^{\circ}C/s$ , então

- reaquecer a folha de aço laminada a frio a uma temperatura  $T_m$  que se encontra entre  $Ac_3-10$  °C e  $Ac_3+30$  °C e manter a folha de aço laminada a frio na temperatura  $T_m$  por um tempo  $D_m$  que se encontra entre 50 e 150 segundos, com  $Ac_3'=\min\{Ac_3+1200/D_m; 1000°C\}$ , em que  $Ac_3$  e  $Ac_3'$  são expressos em graus Celsius e  $D_m$  em segundos, e em que  $Ac_3$  designa o fim da temperatura de transformação austenítica mediante aquecimento conforme determinado independentemente do tempo de permanência em tal temperatura  $Ac_3$ , então

- resfriar a folha de aço em uma taxa que se encontra entre 10 e 100 °C/s para uma temperatura  $T_e$  que se encontra entre 460 °C e 490 °C, então

- manter a folha de aço na temperatura  $T_e$  por um tempo que se encontra entre 5 e 150 segundos, então

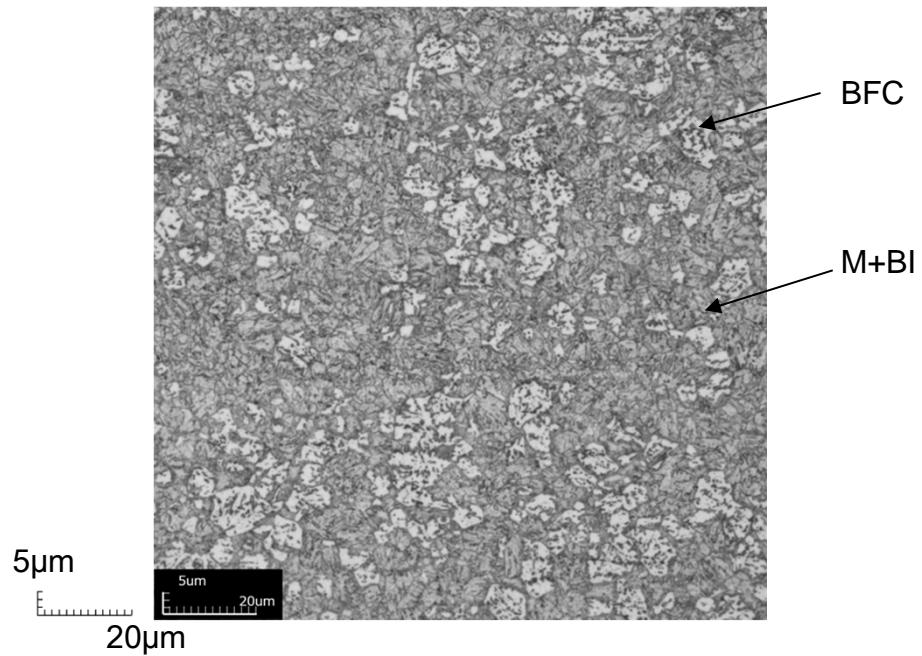
- resfriar a folha de aço para temperatura ambiente.

17. MÉTODO PARA FABRICAR UMA FOLHA DE AÇO laminada a frio, temperada e revestida, conforme definido na reivindicação 16, caracterizado por um revestimento de zinco ou liga de zinco ser realizado por deposição a vácuo depois da etapa de resfriamento para temperatura ambiente.

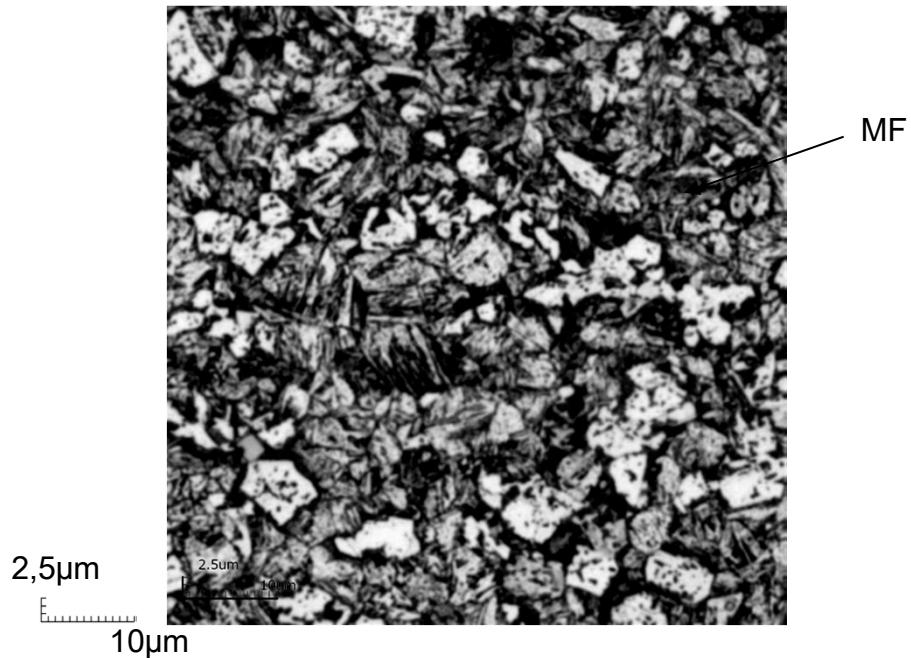
18. MÉTODO PARA FABRICAR UMA FOLHA DE AÇO, de acordo com reivindicação 17, caracterizado por a deposição a vácuo ser realizada por deposição física de vapor (PVD).

19. MÉTODO PARA FABRICAR UMA FOLHA DE AÇO, de acordo com reivindicação 17, caracterizado por a deposição a vácuo ser realizada por deposição de vapor a jato (JVD).

1/1



**FIG.1**



**FIG.2**