



**IPI** INSTITUTO  
NACIONAL  
DA PROPRIEDADE  
INDUSTRIAL  
Assinado  
Digitalmente

**REPÚBLICA FEDERATIVA DO BRASIL**  
MINISTÉRIO DA INDÚSTRIA, COMÉRCIO EXTERIOR E SERVIÇOS  
**INSTITUTO NACIONAL DA PROPRIEDADE INDUSTRIAL**

## CARTA PATENTE Nº BR 112012018697-3

O INSTITUTO NACIONAL DA PROPRIEDADE INDUSTRIAL concede a presente PATENTE DE INVENÇÃO, que outorga ao seu titular a propriedade da invenção caracterizada neste título, em todo o território nacional, garantindo os direitos dela decorrentes, previstos na legislação em vigor.

**(21) Número do Depósito:** BR 112012018697-3

**(22) Data do Depósito:** 31/01/2011

**(43) Data da Publicação do Pedido:** 04/08/2011

**(51) Classificação Internacional:** C22C 38/06; C22C 38/58; C21D 8/02; C21D 9/46; C23C 2/06; C23C 2/28.

**(30) Prioridade Unionista:** JP 2010-032667 de 17/02/2010; JP 2010-019193 de 29/01/2010.

**(54) Título:** CHAPA DE AÇO E MÉTODO DE PRODUÇÃO DA CHAPA DE AÇO

**(73) Titular:** NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION, Sociedade Japonesa. Endereço: 6-1, Marunouchi 2-Chome, Chiyoda-Ku, Tokyo 100-8071, JP-Japão., JAPÃO(JP)

**(72) Inventor:** RIKI OKAMOTO; NATSUKO SUGIURA; KOHICHI SANO; CHISATO WAKABAYASHI; NAOKI YOSHINAGA; KAORU KAWASAKI.

**Prazo de Validade:** 20 (vinte) anos contados a partir de 31/01/2011, observadas as condições legais

**Expedida em:** 21/11/2018

Assinado digitalmente por:

**Alexandre Gomes Ciancio**

Diretor Substituto de Patentes, Programas de Computador e Topografias de Circuitos Integrados

Relatório Descritivo da Patente de Invenção para "**CHAPA DE AÇO E MÉTODO DE PRODUÇÃO DA CHAPA DE AÇO**".

Campo Técnico

[001] A presente invenção refere-se a uma chapa de aço e a um método de produção da chapa de aço. A chapa de aço é uma chapa de aço de alta resistência que é adequada para material estrutural de um veículo ou similar usado principalmente para trabalho com prensagem e tem excelente alongamento, capacidade de dobramento em V e estabilidade aumentada de conformação por prensagem.

[002] É reivindicada prioridade sobre o Pedido de Patente Japonesa nº 2010-019193, registrada em 29 de janeiro de 2010, e sobre o Pedido de Patente Japonesa nº 2010-032667, registrada em 17 de fevereiro de 2010, cujos teores estão aqui incorporados como referência.

Antecedentes da Técnica

[003] Excelente alongamento e dobramento em V em adição a alta resistência são necessários em uma chapa de aço usada na estrutura do corpo de um veículo.

[004] É conhecido que uma chapa de aço TRIP (plasticidade induzida por transformação) contendo uma fase austenita retida apresenta alta resistência e alto alongamento devido ao efeito TRIP.

[005] No Documento de Patente 1, com o propósito de também aumentar o alongamento do aço com austenita retida, é descrita uma técnica de garantir uma alta fração de uma austenita retida controlando assim dois tipos de fases ferrita (ferrita bainítica e fase ferrita poligonal).

[006] No Documento de Patente 2, com o propósito de garantir o alongamento e a capacidade de fixação da forma, é descrita a técnica de especificar a forma de uma fase austenita como uma razão de aspecto.

[007] No Documento de Patente 3, com o propósito de também

aumentar o alongamento, é descrita a técnica de otimizar a distribuição de uma fase austenita.

[008] Em adição, nos Documentos de Patente 4 e 5, é descrita a técnica de aumentar a ductilidade local através da uniformização da estrutura.

#### Documentos da Técnica relativa

##### Documentos de Patente

[009] Documento de Patente 1 Pedido de Patente Japonesa Não examinado, Primeira Publicação nº 2006-274418

[0010] Documento de Patente 2 Pedido de Patente Japonesa Não examinado, Primeira Publicação nº 2007-154283

[0011] Documento de Patente 3 Pedido de Patente Japonesa Não examinado, Primeira Publicação nº 2008-56993

[0012] Documento de Patente 4 Pedido de Patente Japonesa Não examinado, Primeira Publicação nº 2003-306746

[0013] Documento de Patente 5 Pedido de Patente Japonesa Não examinado, Primeira Publicação nº H04-88125

[0014] Documento de Não-Patente

[0015] Documento de Não-Patente 1 M. Takahashi: IS3-2007, (2007), 47-50.

#### Descrição da Invenção

##### Problema Técnico

[0016] O aço com austenita retida é um aço no qual uma fase austenita retida está contida em uma estrutura de aço pelo aumento da concentração de C da austenita através do controle da transformação de ferrita e da transformação de bainita durante o recozimento. Entretanto, o aço de austenita retida tem uma estrutura mista e assim pode não apresentar uma alta capacidade de dobramento em V (capacidade de dobramento local). Portanto, na técnica mencionada acima, a obtenção tanto de maior alongamento quanto de capacidade de dobra-

mento em V requerida por uma chapa de aço de alta resistência atual não é alcançada.

[0017] Em adição, o efeito TRIP tem dependência da temperatura, e na conformação por prensagem atual, a temperatura de um molde muda durante a conformação por prensagem. Portanto, em um caso em que uma chapa de aço TRIP é submetida à conformação por prensagem, defeitos tais como fraturas podem ocorrer em uma etapa inicial da conformação por prensagem a, por exemplo, 25°C, e em uma etapa posterior da conformação por prensagem a, por exemplo, cerca de 150°C, e assim há o problema com a estabilidade na conformação por prensagem.

[0018] Portanto, em adição ao alto alongamento e capacidade de dobramento em V, realizar uma excelente estabilidade na conformação por prensagem sem depender da mudança de temperatura durante a conformação por prensagem é um objetivo na prática.

[0019] Um objetivo da presente invenção é fornecer uma chapa de aço que tenha alto alongamento e capacidade de dobramento em V comparado àqueles da técnica relativa e tendo também excelente estabilidade de conformação por prensagem, e um método de produção do mesmo.

#### Meios para Resolver o Problema

[0020] A presente invenção emprega as medidas a seguir para cumprir o objetivo acima mencionado.

[0021] De acordo com um primeiro aspecto da presente invenção, é fornecida uma chapa de aço incluindo, como componentes químicos, m % em massa, 0,05% a 0,35% de C; 0,05% a 2,0% de Si; 0,8% a 3,0% de Mn; 0,01% a 2,0% de Al; 0,1% ou menos de P; 0,05% ou menos de S; 0,01% ou menos de N; e o saldo incluindo ferro e as inevitáveis impurezas, onde a chapa de aço contendo, em razão de área, 50% ou mais do total da fase ferrita, da fase bainita e da fase marten-

sita, contendo, em razão de área, 3% ou mais do total de austenita retida, e 50% ou mais dos grãos da fase austenita retida satisfazem a Expressão 1, assumindo que a concentração de carbono em uma posição do centro de gravidade é Cgc e a concentração de carbono no contorno de grão é Cgb.

$$C_{gb}/C_{gc} \geq 1,2 \text{ (Expressão 1)}$$

[0022] A chapa de aço descrita no item (1) pode também incluir, nos componentes químicos, em % em massa, pelo menos um elemento entre: 0,01% a 0,5% de Mo; 0,005% a 0,1% de Nb; 0,005% a 0,2% de Ti; 0,005% a 0,5% de V; 0,05% a 5,0% de Cr; 0,05% a 5,0% de W; 0,0005% a 0,05% de Ca; 0,0005% a 0,05% de Mg; 0,0005% a 0,05% de Zr; 0,0005% a 0,05% de REM; 0,02% a 2,0% de Cu; 0,02% a 1,0% de Ni; 0,0003% a 0,007% de B.

[0023] Na chapa de aço descrita no item (1), o tamanho médio de grão dos grãos de cristal pode ser igual a ou menor que 10  $\mu\text{m}$ , e a concentração média de carbono na fase austenita retida pode ser igual a ou maior que 0,7% e igual a ou menor que 1,5%.

[0024] Na chapa de aço descrita no item (1), 40% ou mais dos grãos de cristal podem ser grãos de pequeno diâmetro tendo um tamanho médio de grão igual a ou maior que 1  $\mu\text{m}$  e igual a ou menor que 2  $\mu\text{m}$ , e 20% ou mais dos grãos de cristal podem ser grãos de cristal com grande diâmetro tendo um tamanho médio de grão igual a ou maior que 2  $\mu\text{m}$ .

[0025] Na chapa de aço descrita no item (4), 50% ou mais dos grãos de cristal de pequeno diâmetro podem satisfazer a Expressão 2, assumindo que a concentração de carbono na posição do centro de gravidade é CgcS e a concentração de carbono no contorno de grão é CgbS, e 50% ou mais dos grãos de cristal com grande diâmetro podem satisfazer a Expressão 3, assumindo que a concentração de carbono na posição do centro de gravidade é CgcL e a concentração de

carbono no contorno de grão é  $C_{gbL}$ .

$$C_{gbS}/C_{gcS} > 1,3 \text{ (Expressão 2)}$$

$$1,3 > C_{gbL}/C_{gcL} > 1.1 \text{ (Expressão 3)}$$

[0026] A chapa de aço descrita em qualquer um dos itens (1) a (5) pode ter uma película galvanizada fornecida em pelo menos uma superfície.

[0027] A chapa de aço descrita em qualquer um dos itens (1) a (5) pode ter uma película galvanizada fornecida em pelo menos uma superfície.

[0028] De acordo com um segundo aspecto da presente invenção, é fornecido um método de produção de uma chapa de aço, incluindo um processo de laminação a quente de produção de uma chapa de aço laminada a quente pela execução da laminação a quente de uma placa tendo os componentes químicos descritos nos itens (1) e (2) a uma temperatura de acabamento igual a ou maior que 850°C e igual a ou menor que 970°C; um processo de resfriamento a ar de executar um resfriamento a ar na chapa de aço laminada a quente por um tempo igual a ou maior que 1 segundo e igual a ou menor que 10 segundos, um processo de resfriamento para resfriar a chapa de aço laminada a quente resfriada a ar até uma faixa de temperaturas igual a ou menor que 650°C a uma taxa de resfriamento igual a ou maior que 10°C/s e igual a ou menor que 200°C/s e posteriormente bobinar a chapa de aço em uma faixa de temperaturas igual a ou menor que 650°C; um processo de laminação a frio de executar a decapagem na chapa de aço laminada a quente bobinada a uma razão de redução de laminação igual a ou maior que 40% e posteriormente laminar a frio a chapa de aço, produzindo assim uma chapa de aço laminada a frio, um processo de recozimento de executar o recozimento na chapa de aço laminada a frio a uma temperatura máxima igual a ou maior que 700°C e igual a ou menor que 900°C; um processo de retenção de res-

friar a chapa de aço laminada a frio recozida em uma faixa de temperaturas de igual a ou maior que 350°C e igual a ou menor que 480°C a uma taxa média de resfriamento igual a ou maior que 0,1°C/s e igual a ou menor que 200°C/s, e manter a chapa de aço nessa faixa de temperaturas por um tempo igual a ou maior que 1 segundo e igual a ou menor que 1000 segundos; e um processo de resfriamento final de resfriar principalmente a chapa de aço laminada a frio em uma faixa de temperaturas de 350°C a 220°C a uma taxa média de resfriamento 5°C/s e igual a ou menor que 25°C/s, e resfriar secundariamente a chapa de aço em uma faixa de temperaturas de 120°C até próximo da temperatura ambiente a uma taxa média de resfriamento igual a ou maior que 100°C/s ou igual a ou menor que 5°C/s.

[0029] No método de produção de uma chapa de aço descrita no item (8), a laminação pode ser executada com uma quantidade de tensão igual a ou menor que 20% em cada um dos dois passes finais do processo de laminação a quente.

[0030] No método de produção da chapa de aço descrito no item (8), a placa que é reaquecida até 1100°C ou mais após ser resfriada até 1100°C ou menos pode ser usada no processo de laminação a quente.

[0031] O método de produção de uma chapa de aço descrito no item (8) pode também incluir um processo de imersão de mergulhar a chapa de aço em um banho de galvanização por imersão a quente após o processo de retenção.

[0032] O método de produção da chapa de aço descrito no item (11) pode também incluir um processo de formação de liga para executar um processo de formação de liga em uma faixa igual a ou maior que 500°C e igual a ou menor que 580°C após o processo de imersão.

#### Efeitos Vantajosos da Invenção

[0033] De acordo com as medidas descritas acima, o gradiente de

concentração de C na fase austenita retida é adequadamente controlado, de forma que uma fase austenita retida extremamente estável possa ser obtida. Como resultado, devido ao efeito TRIP da austenita retida, um alongamento extremamente alto e uma alta capacidade de dobramento em V podem ser exibidos apesar da alta resistência. Em adição, no caso em que as quantidades de grãos de cristal de pequenos diâmetros e grãos de cristal de grandes diâmetros são controlados adequadamente, a estabilidade da função TRIP da austenita retida pode ser dispersa. Portanto, uma excelente estabilidade na conformação por prensagem que não depende de uma mudança de temperatura durante a conformação por prensagem pode ser exibida. Em adição, em um caso em que o gradiente de concentração de C dos grãos de cristal de pequeno diâmetro o gradiente da concentração de C dos grãos de cristal de grande diâmetro são adequadamente controlados, uma estabilidade superior da conformação por prensagem pode ser exibida.

#### Breve Descrição dos Desenhos

[0034] A figura 1 é um diagrama mostrando a relação entre a resistência à tração e alongamento a 25°C de chapas de aço conforme os Exemplos e Exemplos Comparativos.

[0035] A figura 2 é um diagrama mostrando a relação entre a resistência à tração e o raio mínimo de dobramento em V (capacidade de dobramento em V) das chapas de aço conforme os Exemplos e os Exemplos Comparativos.

[0036] A figura 3 é um diagrama mostrando a relação entre a resistência à tração e o alongamento a 150°C conforme os Exemplos e Exemplos Comparativos.

#### Descrição das Configurações

[0037] Os inventores descobriram que para fazer o efeito TRIP da austenita retida agir não apenas no alongamento, mas também na ca-

pacidade de dobramento em V, é eficaz aumentar a estabilidade de uma fase austenita retida até um grau de igual a ou maior que o atual, e para fazer o efeito TRIP para agir em uma ampla faixa de temperaturas de conformação por prensagem, é eficaz dispersar uniformemente as fases austenita retida com diferentes estabilidades.

[0038] Entretanto, em uma técnica de aumentar a concentração de C nas fases de austenita retida usando transformação bainítica do aço de austenita retida conforme a técnica relacionada, a concentração de C pode não ser aumentada até uma concentração do ponto  $T_0$  ou maior descrito no Documento de Não-Patente 1 e a estabilidade da fase austenita retida pode não ser aumentada.

[0039] Aqui, como resultado do exame intensivo dos inventores, foi descoberto que uma fase austenita retida extremamente estável pode ser obtida controlando-se adequadamente o gradiente da concentração de C na fase austenita retida, e as fases austenita com diferentes estabilidades podem ser uniformemente dispersas controlando-se adequadamente a distribuição de tamanho de grão dos grãos de austenita na fase austenita retida.

[0040] Doravante, será descrita em detalhes uma chapa de aço de acordo com uma configuração da presente invenção feita à base da descoberta acima descrita.

[0041] Inicialmente, em relação ao aço conforme essa configuração e uma placa (placa lingotada) que é o seu material bruto, serão descritos os componentes químicos do aço. Aqui, "%" representa a quantidade de cada elemento em % em massa.

(Elementos Básicos)

[0042] Os componentes químicos do aço contêm C, Si, Mn e Al como elementos básicos.

(C: 0,05 a 0,35%)

[0043] C é um elemento extremamente importante para aumentar

a resistência do aço e garantir a fase austenita retida. Quando o teor de C é menor que 0,05%. Uma resistência suficiente pode não ser garantida, e uma fase austenita retida suficiente pode não ser obtida. Por outro lado, quando o teor de C excede 0,35%, a ductilidade ou a capacidade de soldagem por pontos é significativamente deteriorada. Em consideração das características descritas acima, o teor de C pode ser especificado como uma faixa mais estreita.

[0044] Portanto, em relação ao teor de C, o seu limite inferior é especificado como 0,05%, preferivelmente 0,08%, mais preferivelmente 0,15%, e o seu limite superior é especificado como 0,35%, preferivelmente 0,26%, e mais preferivelmente 0,22%.

(Si: 0,05 a 2,0%)

[0045] Si é um elemento importante em termos de garantir a resistência. Em um caso em que o teor de Si é igual a ou maior que 0,05%, é obtido o efeito de contribuir para a geração da fase austenita retida e garantir a ductilidade. Por outro lado, em um caso em que o teor de Si excede 2,0%, tal efeito é saturado e, além disso, a fragilização do aço é mais passível de ocorrer. Em um caso em que tratamentos de galvanização por imersão a quente e conversão química precisam ser facilitados, o seu limite superior deve ser especificado como 1,8%. Em consideração das características descritas acima, o teor de Si pode ser especificado como uma faixa mais estreita.

[0046] Portanto, em relação ao teor de Si, o seu limite inferior é especificado como 0,05%, preferivelmente 0,1%, e mais preferivelmente 0,5%, e o seu limite superior é especificado como 2,0%, preferivelmente 1,8%, e mais preferivelmente 1,6%.

(Mn: 0,8 a 3,0%)

[0047] Mn é um elemento importante em termos de garantir a resistência. Em um caso em que o teor de Mn é igual a ou maior que 0,8%, o efeito de contribuir para a geração de fase austenita retida e

garantir a ductilidade é obtido. Por outro lado, em um caso em que o teor de Mn excede 3,0%, a capacidade de endurecimento é aumentada, a fase austenita retida é transformada em uma fase martensita, e assim um aumento excessivo na resistência é mais provável de ser provocado. Como resultado, os produtos variam significativamente, e a ductilidade se torna insuficiente. Em consideração das características acima descritas, o teor de Mn pode ser especificado em uma faixa mais estreita.

[0048] Portanto, em relação ao teor de Mn, o seu limite inferior é especificado como 0,8%, preferivelmente 0,9%, e mais preferivelmente 1,2%, e o seu limite superior é especificado como 3,0%, preferivelmente 2,8%, e mais preferivelmente 2,6%.

(Al: 0,01 a 2,0%)

[0049] Em um caso em que o teor de Al é igual a ou maior que 0,01%, como com o Si, é obtido o efeito de contribuir para a geração da fase austenita retida e garantir a ductilidade. Por outro lado, em um caso em que o teor de Al excede 2,0%, tal efeito é saturado, e o aço se torna fragilizado. Em consideração às características descritas acima, o teor de Si pode ser especificado como uma faixa mais estreita.

[0050] Portanto, em relação ao teor de Al, o seu limite inferior é especificado como 0,01%, preferivelmente 0,015%, e mais preferivelmente maior que 0,04%, e o seu limite superior é especificado como 2,0%, preferivelmente 1,8%, e mais preferivelmente menos de 1,4%.

[0051] Em um caso em que a galvanização por imersão a quente é executada, o Al deteriora as propriedades de galvanização por imersão a quente, e assim é preferível que o seu limite superior seja 1,8%.

[0052] Em um caso em que uma grande quantidade dos acima mencionados Si e Al tendo o mesmo efeito é adicionada ao aço, o teor de Si+Al pode ser especificado.

[0053] Nesse caso, em relação ao teor de Si+Al, o seu limite infe-

rior é especificado como 0,8%, preferivelmente 0,9%, e mais preferivelmente maior que 1,0%, e o seu limite superior é especificado como 4,0%, preferivelmente 3,0%, e mais preferivelmente 2,0%.

(Elementos Limitados)

[0054] No aço descrito acima, os teores de P, S e N, que são elementos limitados, são limitados como segue.

(P: igual a ou menor que 0,1%)

[0055] O teor de P é limitado dependendo da resistência necessária à chapa de aço. Quando o teor de P excede 0,1%, a ductilidade local é deteriorada devido à segregação nas contornos de grão, e a capacidade de soldagem é deteriorada. Portanto, o teor de P é limitado para ser igual a ou menor que 0,1%.

[0056] P está inevitavelmente contido no aço, e assim o seu limite inferior excede 0%. Entretanto, um custo excessivo é incorrido para limitar o teor de P para ser extremamente baixo. Portanto, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,001% ou 0,006%. Em consideração das características descritas acima, o teor de P pode ser especificado como uma faixa mais estreita.

[0057] Portanto, o teor de P é limitado para ser igual a ou menor que 0,1%, preferivelmente igual a ou menor que 0,05%, e mais preferivelmente igual a ou menor que 0,01%. Em adição, o seu limite inferior pode ser especificado como maior que 0%, 0,001% ou 0,006%.

(S: igual a ou menor que 0,05%)

[0058] S é um elemento que gera MnS e assim deteriora a ductilidade local e a capacidade de soldagem. Portanto, o teor de S é limitado a ser igual a ou menor que 0,05%.

[0059] S está inevitavelmente contido no aço, e assim seu limite inferior excede 0%. Entretanto, um custo excessivo é incorrido para limitar o teor de S para ser extremamente baixo. Portanto, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,0005% ou maior que 0,001%.

Em consideração das características descritas acima, o teor de S pode ser especificado como uma faixa mais estreita.

[0060] Portanto, o teor de S é limitado a ser igual a ou menor que 0,05%, preferivelmente igual a ou menor que 0,01%, e mais preferivelmente menos de 0,004%. Em adição, o seu limite inferior pode ser especificado como maior que 0%, 0,0005%, ou maior que 0,001%.

(N: igual a ou menor que 0,01%)

[0061] Quando uma grande quantidade de N está contida, as características de envelhecimento são deterioradas, a quantidade de precipitação de AlN é aumentada, e assim o efeito da adição de Al é reduzido. Portanto, o teor de N é limitado a ser igual a ou menor que 0,01%.

[0062] N está inevitavelmente contido no aço, e assim o seu limite inferior é especificado como maior que 0%. Entretanto, um custo excessivo é incorrido para limitar o teor de N para ser extremamente baixo, e assim o seu limite inferior pode ser especificado como 0,001% ou maior que 0,002%. Em consideração às características descritas acima, o teor de N pode ser especificado como uma faixa mais estreita.

[0063] Portanto, o teor de N é limitado para ser igual a ou menor que 0,01%, preferivelmente igual a ou menor que 0,008%, e mais preferivelmente menor que 0,005%. Em adição, o seu limite inferior pode ser especificado como maior que 0%, 0,001%, ou maior que 0,002%.

(Fe e as inevitáveis impurezas)

[0064] O aço descrito acima contém ferro e as inevitáveis impurezas como saldo. Como impurezas inevitáveis, há Sn, As, e similares incorporados da sucata. Em adição, outros elementos podem estar contidos em uma faixa que não atrapalhe as características da presente invenção.

(Elementos Seletivos)

[0065] O aço descrito acima pode conter pelo menos um elemento

entre Mo, Nb, Ti, V, Cr, W, Ca, Mg, Zr, REM, Cu, Ni, e B como elementos seletivos.

(Mo: 0,01 a 0,5%)

[0066] Em um caso em que o teor de Mo é igual a ou maior que 0,01%, é obtido o efeito de suprimir a geração de uma fase perlita no aço. Portanto, Mo é um elemento que é importante em um caso em que a taxa de resfriamento é lenta durante o recozimento ou em um caso em que o reaquecimento é executado devido a um processo de formação de liga ou similar de revestimento. Entretanto, em um caso em que o teor de Mo excede 0,5%, as propriedades de ductilidade ou de tratamento de conversão química podem ser deterioradas. Para obter o equilíbrio entre uma maior resistência e a ductilidade, é preferível que o teor de Mo seja igual a ou menor que 0,3%. Em consideração das características acima descritas, o teor de Mo pode ser especificado como uma faixa mais estreita.

[0067] Portanto, em um caso em que Mo está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,01%, e preferivelmente 0,02%, e o seu limite superior pode ser especificado como 0,5%, preferivelmente 0,3%, e mais preferivelmente 0,2%.

(Nb: 0,005 a 0,1%)

(Ti: 0,005 a 0,2%)

(V: 0,005 a 0,5%)

(Cr: 0,05 a 5,0%)

(W: 0,05 a 5,0%)

[0068] Nb, Ti, V, Cr, e W são elementos que geram carbonetos, nitretos ou carbonitretos finos, e são eficazes em garantir resistência. Em termos de garantir resistência, o limite inferior de Nb pode ser especificado como 0,005%, o limite inferior de Ti pode ser especificado como 0,005%, o limite inferior de V pode ser especificado como 0,005% e o limite inferior de Cr pode ser especificado como 0,05%, e o

limite inferior de W pode ser especificado como 0,05%.

[0069] Por outro lado, quando tais elementos são excessivamente adicionados ao aço, a resistência do aço é excessivamente aumentada e assim a ductilidade é degradada. Em termos de garantir a ductilidade, o limite superior de Nb pode ser especificado com 0,1%, o limite superior de Ti pode ser especificado como 0,2%, o limite superior de V pode ser especificado como 0,5%, o limite superior de Cr pode ser especificado como 5,0%, e o limite superior de W pode ser especificado como 5,0%.

[0070] Em adição, em consideração das características descritas acima o teor de cada um dos elementos pode ser especificado como uma faixa mais estreita.

[0071] Portanto, em um caso em que Nb está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,005%, e preferivelmente 0,01%, e o seu limite superior pode ser especificado como 0,1%, preferivelmente 0,05%, e mais preferivelmente 0,03%.

[0072] Em adição, em um caso em que Ti está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,005%, e preferivelmente 0,01%, e o seu limite superior pode ser especificado como 0,2%, preferivelmente 0,1%, e mais preferivelmente 0,07%.

[0073] Em adição, em um caso em que V está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,005%, e preferivelmente 0,01%, e o seu limite superior pode ser especificado como 0,5%, preferivelmente 0,3%, e mais preferivelmente 0,1%.

[0074] Em adição, em um caso em que Cr está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,05%, e preferivelmente 0,1%, e seu limite superior pode ser especificado como 5,0%, preferivelmente 3,0%, e mais preferivelmente 1,0%.

[0075] Em adição, em um caso em que W está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,05%, e preferivelmen-

te 0,1%, e seu limite superior pode ser especificado como 5,0%, preferivelmente 3,0%, e mais preferivelmente 1,0%.

(Ca: 0,0005 a 0,05%)

(Mg: 0,0005 a 0,05%)

(Zr: 0,0005 0,05%)

(REM: 0,0005 A 0,05%)

[0076] Ca, Mg, Zr, e REM (elementos terras raras) controlam as formas dos sulfetos e óxidos e aumentam a ductilidade local e a capacidade de expansão do tubo. Portanto, o limite inferior de cada um dos elementos pode ser especificado como 0,0005%.

[0077] Por outro lado, em um caso em que o aço contém excessivamente esses elementos, a capacidade de trabalho é deteriorada. Portanto, o limite superior de cada um dos elementos pode ser especificado como 0,05%.

[0078] Em adição, em consideração das características descritas acima, o teor de cada um dos elementos pode ser especificado em uma faixa mais estreita.

[0079] Portanto, em um caso em que Ca está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,0005%, e preferivelmente 0,001%, e seu limite superior pode ser especificado como 0,05%, preferivelmente 0,01%, e mais preferivelmente 0,005%.

[0080] Em adição, em um caso em que Mg está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,0005%, e preferivelmente 0,001%, e o seu limite superior pode ser especificado como 0,05%, preferivelmente 0,01%, e mais preferivelmente 0,005%.

[0081] Em adição, em um caso em que Zr está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,0005%, e preferivelmente 0,001%, e o seu limite superior pode ser especificado como 0,05%, preferivelmente 0,01%, e mais preferivelmente 0,005%.

[0082] Em adição, em um caso em que REM está contido no aço,

o seu limite inferior pode ser especificado como 0,0005%, e preferivelmente 0,001% e seu limite superior pode ser especificado como 0,05%, preferivelmente 0,01%, e mais preferivelmente 0,005%.

(Cu: 0,02 a 2,0%)

(Ni: 0,02 a 1,0%)

(B: 0,0003 a 0,007%)

[0083] Cu, Ni, e B podem obter um efeito de reduzir a velocidade da transformação e aumentar a resistência do aço. Portanto, o limite inferior de Cu pode ser especificado como 0,02%, o limite inferior de Ni pode ser especificado como 0,02%, e o limite inferior de B pode ser especificado como 0,0003%.

[0084] Por outro lado, quando cada um dos elementos é excessivamente adicionado, a capacidade de endurecimento é excessivamente aumentada, a transformação de ferrita e a transformação de bainita têm suas velocidades reduzidas, e assim o aumento na concentração de C na fase austenita retida diminui. Portanto, o limite superior de Cu pode ser especificado como 2,0%, o limite superior de Ni pode ser especificado como 1,0%, e o limite superior de B pode ser especificado como 0,007%.

[0085] Em adição, em consideração as características descritas acima, o teor de cada um dos elementos pode ser especificado como uma faixa mais estreita.

[0086] Portanto, em um caso em que Cu está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,02%, e preferivelmente 0,04% e o seu limite superior pode ser especificado como 2,0%, preferivelmente 1,5%, e mais preferivelmente 1,0%.

[0087] Em adição, em um caso em que Ni está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,02%, e preferivelmente 0,04%, e o seu limite superior pode ser especificado como 1,0%, preferivelmente 0,7%, e mais preferivelmente 0,5%.

[0088] Em adição, em um caso em que B está contido no aço, o seu limite inferior pode ser especificado como 0,0003%, e preferivelmente 0,0005%, e o seu limite superior pode ser especificado como 0,007%, preferivelmente 0,005%, e mais preferivelmente 0,003%.

[0089] A seguir será descrita a estrutura do aço da chapa de aço conforme essa configuração. Aqui, "%" em relação à estrutura do aço significa uma razão de área, a menos que descrito de outra forma.

[0090] A estrutura de aço da chapa de aço conforme essa configuração contém 50% ou mais, preferivelmente 60%, e mais preferivelmente 70% ou mais do total de uma fase ferrita, uma fase bainita e uma fase martensita temperada em relação a toda a estrutura em termos de razão de área. Em adição, a estrutura do aço contém 3% ou mais, preferivelmente mais de 5%, e mais preferivelmente mais de 10% de uma fase austenita retida em relação à totalidade da estrutura. A fase martensita temperada pode estar contida dependendo da resistência necessária da chapa de aço, e 0% da mesma pode estar contido. Em adição, quando 5% ou menos da fase perlita está contido, a fase perlita não deteriora significativamente a qualidade do material embora esteja contido na estrutura do aço, e assim a fase perlita pode estar contida em uma faixa igual a ou menor que 5%.

[0091] Em um caso em que menos de 50% do total da fase ferrita, da fase bainita e da fase martensita temperada estão contidos, a concentração de C na fase austenita retida pode não ser aumentada, e assim é difícil garantir a estabilidade das fases embora a fase austenita tenha um gradiente de concentração. Portanto, a capacidade de dobramento em V é deteriorada. Por outro lado, quando mais de 95% do total da fase ferrita, da fase bainita, e da martensita temperada está contido, é difícil garantir 3% ou mais da fase austenita retida, resultando na degradação do alongamento. Portanto, 95% ou menos é preferível.

[0092] Na chapa de aço conforme essa configuração, a distribuição da concentração de C dos grãos de cristal da fase austenita retida é adequadamente controlada. Isto é, a concentração de C ( $C_{gb}$ ) em uma interface de fase na qual os grãos de cristal da fase austenita retida delimitam a fase ferrita, a fase bainita ou a fase martensita temperada é controlada para ser maior que a concentração de C ( $C_{gc}$ ) em uma posição do centro de gravidade dos grãos de cristal. Conseqüentemente, a estabilidade da fase austenita retida na interface da fase é aumentada, e assim excelentes alongamento e capacidade de dobramento em V podem ser exibidos.

[0093] Mais especificamente, em um caso em que os grãos de cristal da fase austenita retida tendo uma razão de número de 50% ou mais, preferivelmente 55% ou mais, e mais preferivelmente 60% ou mais satisfazem a Expressão 1 a seguir, um efeito de aumentar a estabilidade de toda a fase austenita retida é obtido.

$$C_{gb}/C_{gc} \geq 1,2 \text{ (Expressão 1)}$$

[0094]  $C_{gb}$  e  $C_{gc}$  (e  $C_{gbS}$ ,  $C_{gcS}$ ,  $C_{gbL}$ , e  $C_{gcL}$  descritos mais tarde) podem ser medidos por qualquer método de medição enquanto o método de medição garante precisão. Por exemplo, eles podem ser obtidos medindo-se a concentração de C em um pico de 0,5  $\mu\text{m}$  ou mês usando-se um EPMA com FE-SEM anexado.

[0095] Aqui, a concentração de C ( $C_{gb}$ ) em uma interface de fase é referida como concentração de C em um ponto de medição que é o mais próximo das contornos de grão do lado do grão de cristal. Entretanto, dependendo das condições de medição, podem haver casos em que  $C_{gb}$  é medido para ser baixo devido a um efeito externo aos grãos de cristal. Nesse caso, a concentração de C mais alta na vizinhança das contornos de grão é referida como  $C_{gb}$ .

[0096] A medição da concentração de C local em uma interface é impossível na atual tecnologia. Entretanto, como resultado de exames

intensivos pelos inventores, foi determinado que um efeito suficiente é obtido quando a condição da Expressão 1 é satisfeita durante a medição típica.

[0097] O tamanho médio de grão dos grãos de cristal da fase austenita retida pode ser igual a ou menor que  $10\ \mu\text{m}$ , preferivelmente  $4\ \mu\text{m}$ , e mais preferivelmente igual a ou menor que  $2\ \mu\text{m}$ . O "tamanho de grão" mencionado aqui significa um diâmetro de círculo equivalente médio, e o "tamanho médio de grão" significa o seu número médio. Quando o tamanho médio de grão excede  $10\ \mu\text{m}$ , a dispersão da fase austenita retida é embrutecida, e assim o efeito TRIP pode não ser suficientemente exibido. Portanto, um excelente alongamento pode não ser obtido. Em adição, em um caso em que o tamanho médio de grão dos grãos de cristal da fase austenita retida é menor que  $1\ \mu\text{m}$ , é difícil obter uma interface de fase tendo um gradiente de concentração de C predeterminado e excelente capacidade de dobramento em V pode não ser obtido.

[0098] Uma concentração média de carbono na fase austenita retida contribui significativamente para a estabilidade da austenita retida, como o gradiente de concentração de C. Quando a concentração média de C é menor que 0,7%, a estabilidade da austenita retida é extremamente reduzida, o efeito TRIP pode não ser efetivamente obtida, e assim o alongamento é degradado. Por outro lado, quando a concentração média de C excede 1,5%, o efeito de melhorar o alongamento é saturado, e assim o custo de produção é aumentado. Portanto, em relação à concentração média de carbono na fase austenita retida, o seu limite superior pode ser especificado como 0,7%, preferivelmente 0,8%, e mais preferivelmente 0,9% o seu limite inferior pode ser especificado como 1,5%, preferivelmente 1,4%, e mais preferivelmente 1,3%.

[0099] Na chapa de aço conforme essa configuração, as fases

austenita retida com diferentes estabilidades podem ser uniformemente dispersas pela distribuição adequada dos tamanhos de grão dos grãos de cristal das fases austenita retida. Nesse caso, a fase austenita retida com uma alta estabilidade contribui para a capacidade de conformação por prensagem em uma etapa inicial da conformação por prensagem a, por exemplo, cerca de 25°C, e a fase austenita retida com uma baixa estabilidade contribui para a capacidade de conformação por prensagem em uma etapa posterior da conformação por prensagem a, por exemplo, cerca de 150°C. Portanto, em adição ao alto alongamento e à excelente capacidade de dobramento em V, uma excelente estabilidade de conformação por prensagem pode também ser apresentada.

[00100] Para garantir a estabilidade da conformação por prensagem, os grãos de cristal da fase austenita retida precisam ser dispersos de forma que o efeito TRIP seja sempre exibido embora a temperatura do molde é trocada seja mudada durante a prensagem contínua. Aqui, na chapa de aço conforme essa configuração, é possível realizar excelente capacidade de conformação por prensagem que não depende da temperatura do molde pela dispersão uniforme dos grãos de cristal das fases austenita retida tendo diferentes estabilidades.

[00101] Especificamente, é preferível que os grãos de cristal da fase austenita retida na chapa de aço tenha 40% ou mais dos grãos de cristal de pequeno diâmetro e tamanho de grão igual a ou maior que 1  $\mu\text{m}$  e menor que 2  $\mu\text{m}$ , e 20% ou mais de grãos de cristal de grande diâmetro e tamanho de grão igual a ou maior que 2  $\mu\text{m}$ . Nesse caso, grãos de austenita tendo diferentes estabilidades são dispostos uniformemente, e assim uma excelente estabilidade de conformação por prensagem pode ser realizada.

[00102] Grãos (grãos de cristal com diâmetros extremamente pequenos) tendo tamanhos de menos de 0,5  $\mu\text{m}$  fornecem um gradiente

de concentração de C com extrema dificuldade, se tornam os grãos de cristal de uma fase austenita retida extremamente instável, e assim têm uma baixa contribuição para a capacidade de conformação por prensagem. Grãos tendo tamanho igual a ou maior que  $0,5 \mu\text{m}$  e menor que  $2 \mu\text{m}$  (grãos de cristal de pequeno diâmetro) fornecem a possibilidade de manter um alto gradiente de concentração em um produto conformado porque uma grande quantidade de carbono é incorporada dos grãos adjacentes. Fazendo-se 40% ou mais dos grãos de cristal de pequeno diâmetro estarem presentes, esse efeito pode ser exibido. Grãos tendo tamanho igual a ou maior que  $2 \mu\text{m}$  (grãos de cristal de diâmetro grande) se tornam grãos de cristal da fase austenita retida tendo uma estabilidade relativamente baixa, na qual a quantidade de carbono incorporada dos grãos adjacentes é pequena e o gradiente de temperatura é pequeno. Assim, a fase austenita retida é passível de provocar o efeito TRIP em uma faixa de baixa prensagem. Fazendo-se os grãos de cristal de grande diâmetro estarem presentes em uma razão de 20% ou mais, esse efeito pode ser exibido.

[00103] Além disso, na chapa de aço conforme essa configuração, um gradiente de concentração de C adequado pode ser fornecido para cada tamanho dos grãos de cristal da fase austenita retida. Mais especificamente, é preferível que 50%, preferivelmente 55%, e mais preferivelmente 60% ou mais dos grãos de cristal de pequeno diâmetro satisfaçam a Expressão 2 assumindo que a concentração de carbono em uma posição do centro de gravidade seja  $C_{gcS}$  e que a concentração de carbono em uma posição de contorno de grão seja  $C_{gbS}$ , e 50% ou mais, preferivelmente 55%, e mais preferivelmente 60% ou mais dos grãos de cristal de grande diâmetro satisfaçam a Expressão 3 assumindo que a concentração de carbono em uma posição do centro de gravidade seja  $C_{gcL}$  e a concentração de carbono na posição de contorno de grão seja  $C_{gbL}$ .

$C_{gbS}/C_{gcS} > 1,3$  (Expressão 2)

$1,3 > C_{gbL}/C_{gcL} > 1,1$  (Expressão 3)

[00104] Conforme descrito acima, fornecendo-se um gradiente de concentração de C adequado para cada tamanho dos grãos de cristal da fase austenita retida, uma capacidade de conformação por prensagem estável e alta pode ser apresentada em um estado de temperatura relativamente baixa a, por exemplo, cerca de 25°C em um estado de temperatura relativamente alta, por exemplo, cerca de 150°C.

[00105] Quando 50% ou mais dos grãos de cristal de pequeno diâmetro tendo um valor de  $C_{gbS}/C_{gcS}$  maior que 1,3 em relação ao total de grãos de cristal de pequeno diâmetro, os grãos de cristal de pequeno diâmetro têm alta estabilidade, e assim o alongamento em um estado de baixa temperatura em uma etapa inicial de conformação por prensagem pode ser aumentado. Por outro lado, tal austenita retida estável tem alongamento degradado em um estado de alta temperatura em uma etapa posterior da conformação por prensagem. Para compensar por isso, quando 50% ou mais dos grãos de cristal de grande diâmetro tendo um valor de  $C_{gbL}/C_{gcL}$  de mais de 1,1 e menos de 1,3 em relação ao total de grãos de cristal de grande diâmetro os grãos de cristal de grande diâmetro têm baixa estabilidade, o que é eficaz para melhorar o alongamento no estado de alta temperatura numa etapa posterior de uma prensagem.

[00106] Aqui, quando o valor de  $C_{gbL}/C_{gcL}$  é menor que 1,1, o grão de cristal age no alongamento a uma temperatura mais alta, resultando na deterioração do alongamento a 150°C ou menos.

[00107] Quando tal razão de concentração é garantida, uma alta capacidade de conformação por prensagem pode ser garantida em uma faixa a partir de uma baixa temperatura até uma alta temperatura. Entretanto, para garantir esse efeito para toda a estrutura, 50%, preferivelmente 55%, e mais preferivelmente 60% dos grãos de cristal de

pequeno diâmetro que satisfaz a Expressão 2 em relação ao total de grãos de cristal de diâmetro pequeno são necessários. Quando a porcentagem é menor que o valor acima, o seu efeito TRIP é baixo, e assim a capacidade de conformação por prensagem a uma baixa temperatura é deteriorada. Por outro lado, quando os grãos de cristal de grande diâmetro satisfazem a Expressão 3, a capacidade de conformação por prensagem pode ser obtida em uma região de alta temperatura. Mesmo em relação aos grãos de cristal de grande diâmetro, para garantir esse efeito para toda a estrutura, 50%, preferivelmente 55% e mais preferivelmente 60% dos tamanhos de grão de grande diâmetro que satisfazem a Expressão 3 em relação a todos os grãos de cristal são necessários.

[00108] A chapa de aço conforme essa configuração pode ter uma película galvanizada ou uma película galvanizada em elo menos uma superfície.

[00109] Doravante será descrito um método de produção de uma chapa de aço conforme a configuração da presente invenção.

[00110] Na configuração da presente invenção, pelo menos um processo de laminação a quente, um processo de resfriamento a ar, um processo de bobinamento, um processo de laminação a frio, um processo de recozimento, um processo de retenção, e um processo de resfriamento final estão incluídos. Doravante, cada um dos processos será descrito em detalhes. .

(Processo de Laminação a Quente)

[00111] No processo de laminação a quente, a laminação a quente é executada em uma placa lingotada (placa) imediatamente após ser lingotada continuamente ou uma placa lingotada reaquecida até 1100°C ou mais após ser resfriada até 1100°C ou menos, produzindo assim uma chapa de aço laminada a quente. Em um caso em que é usada a chapa lingotada reaquecida, o tratamento de homogeneização

é insuficientemente executado a uma temperatura de reaquecimento de menos de 1100°C, e assim a resistência e a capacidade de dobramento em V são degradadas. Uma maior temperatura de acabamento no processo de laminação a quente é mais preferível em termos de recristalização e crescimento dos grãos de austenita e assim é ajustado para ser igual a ou maior que 850°C e igual a ou menor que 970°C. Quando a temperatura de acabamento da laminação a quente é menor que 850°C, é provocada a faixa de laminação de fase dupla (ferrita+austenita), resultando na degradação da ductilidade. Por outro lado, quando a temperatura de acabamento da laminação a quente excede 970°C, os grãos de austenita se tornam brutos, a fração da fase ferrita é reduzida, e assim a ductilidade é degradada.

[00112] No caso em que o gradiente da concentração de C dos grãos de cristal na fase austenita retida é uniformemente disperso, uma menor quantidade de redução de laminação é mais preferível os dois passes finais (uma etapa antes da etapa final e a etapa final) durante a laminação, e assim a quantidade de redução da laminação em cada etapa pode ser ajustada para ser igual a ou menor que 20%. Em adição, a razão de redução de laminação em um passe final (passe final) pode ser ajustada para ser igual a ou menor que 15% ou igual a ou menor que 10%. Conseqüentemente, os tamanhos dos grãos de cristal da fase austenita retida pode ser dispersa, de modo que a estabilidade da conformação por prensagem da chapa de aço pode ser aumentada. Quando a quantidade de redução de laminação em cada etapa excede 20%, a recristalização dos grãos de austenita prossegue, e assim se torna difícil obter grãos de cristal tendo tamanho de grão (diâmetro do círculo equivalente) de igual a ou maior que 2 µm na estrutura final.

(Processo de resfriamento a ar)

[00113] No processo de resfriamento a ar, o resfriamento (resfria-

mento a ar) é executado na chapa de aço laminada a quente obtida conforme descrito acima por um tempo igual a ou maior que 1 segundo e igual ou mais curto que 10 segundos. Quando o tempo do resfriamento a ar é mais curto que 1 segundo, a recristalização e o crescimento dos grãos de austenita são insuficientes, e assim os grãos de cristal na fase austenita retida da estrutura final são reduzidos. Por outro lado, quando o tempo de resfriamento a ar excede 10 segundos, os grãos de austenita se tornam brutos, a uniformidade é eliminada e assim o alongamento é deteriorado. O tempo do resfriamento a ar é ajustado para, preferivelmente 5 segundos ou menos, e mais preferivelmente 3 segundos ou menos.

(Processo de Bobinamento)

[00114] No processo de bobinamento, após a chapa de aço laminada a quente resfriada a ar ser resfriada a uma taxa média de resfriamento igual a ou maior que  $10^{\circ}\text{C/s}$  e igual a ou menor que  $200^{\circ}\text{C/s}$  até uma faixa de temperaturas de igual a ou menor que  $650^{\circ}\text{C}$ , o resultante é bobinado em uma faixa de temperaturas de igual a ou menor que  $650^{\circ}\text{C}$ , preferivelmente igual a ou menor que  $600^{\circ}\text{C}$ , e mais preferivelmente igual a ou menor que  $400^{\circ}\text{C}$ . Quando a taxa média de resfriamento é menor que  $10^{\circ}\text{C/s}$  ou a temperatura de bobinamento excede  $650^{\circ}\text{C}$ , é gerada a fase perlita que deteriora a capacidade de dobramento em V. Quando a taxa média de resfriamento excede  $200^{\circ}\text{C/s}$ , o efeito de suprimir a perlita é saturado, e variações na temperatura do ponto final do resfriamento se tornam significativas. Portanto, é difícil garantir um material estável.

[00115] Portanto, em relação à taxa média de resfriamento, o seu limite inferior é ajustado para  $10^{\circ}\text{C/s}$ , preferivelmente  $30^{\circ}\text{C/s}$ , e mais preferivelmente  $40^{\circ}\text{C/s}$ , e o seu limite superior é ajustado para  $200^{\circ}\text{C/s}$ , preferivelmente  $150^{\circ}\text{C/s}$ , e mais preferivelmente  $120^{\circ}\text{C/s}$ . Em adição, em relação à temperatura de bobinamento, o seu limite inferior

é ajustado para 600°C ou 550°C.

(Processo de laminação a frio)

[00116] No processo de laminação a frio, a chapa de aço laminada a quente bobinada é decapada, e posteriormente o resultante é submetido à laminação a frio a uma razão de redução de laminação de 40% ou mais, produzindo assim uma chapa de aço laminada a frio. Em uma razão de redução de laminação de menos de 40%, a recristalização ou a transformação inversa durante o recozimento é suprimida, resultando na degradação do alongamento. Aqui, o limite superior da redução de laminação não é particularmente especificado e pode ser 90% ou 70%.

(Processo de Recozimento)

[00117] No processo de recozimento, o recozimento é executado na chapa de aço laminada a frio a uma temperatura máxima igual a ou maior que 700°C e igual a ou menor que 900°C. Quando a temperatura máxima é menor que 700°C, a recristalização de uma fase ferrita durante o recozimento desacelera, resultando na degradação do alongamento. Quando a temperatura máxima excede 900°C, a fração de martensita é aumentada, resultando na degradação do alongamento.

[00118] Portanto, em relação à temperatura máxima de recozimento, seu limite inferior é ajustado para 700°C, preferivelmente 720°C, e mais preferivelmente 750°C, e o seu limite superior é ajustado para 900°C, preferivelmente 880°C, e mais preferivelmente menos de 850°C.

[00119] Após o processo de recozimento, com o propósito de suprimir o alongamento no limite de escoamento, pode ser executada a laminação de skin-pass por cerca de 1%.

(Processo de retenção)

[00120] Para executar um tratamento de envelhecimento (doravante referido como OA), no processo de retenção, a chapa de aço laminada

a frio recozida é resfriada em uma faixa de temperaturas igual a ou maior que 250°C e igual a ou menor que 480°C a uma taxa média de resfriamento igual a ou maior que 0,1°C/s e igual a ou menor que 200°C/s, e é mantida a essa temperatura por um tempo igual a ou maior que 1 segundo e igual a ou menor que 1000 segundos. Durante o resfriamento após o recozimento, para fixar a estrutura e provocar eficientemente a transformação de bainita, a taxa média de resfriamento é ajustada para ser igual a ou maior que 0,1°C/s e igual a ou menor que 200°C/s. Quando a taxa média de resfriamento é menor que 0,1°C/s, a transformação não pode ser controlada. Por outro lado, quando a taxa média de resfriamento excede 200°C/s, o efeito é saturado, e a capacidade de controle da temperatura do ponto final de resfriamento que é mais importante para gerar a austenita retida, é significativamente deteriorada. Portanto, em relação à taxa média de resfriamento, o seu limite inferior é ajustado para 0,1°C/s, preferivelmente 2°C/s, e mais preferivelmente 3°C/s, e o seu limite superior é ajustado para 200°C/s, preferivelmente 150°C/s, mais preferivelmente 120°C/s.

[00121] A temperatura do ponto final de resfriamento e a posterior retenção são importantes para controlar a geração de bainita e determinar a concentração de C da austenita retida. Quando a temperatura do ponto final de resfriamento é menor que 350°C, uma grande quantidade de martensita é gerada, e assim a resistência do aço é excessivamente aumentada. Além disso, é difícil fazer a austenita ser retida. Portanto, a degradação do alongamento é extremamente aumentada. Quando a temperatura do ponto final do resfriamento excede 480°C, a transformação de bainita desacelera e, além disso, a geração de cementita ocorre durante a manutenção, degradando o aumento na concentração de C na austenita retida. Portanto, em relação à temperatura do ponto final do resfriamento e à temperatura de retenção, o seu limite inferior é ajustado para 350°C, preferivelmente 380°C, e mais

preferivelmente 390C, e o seu limite superior é ajustado para 480C, preferivelmente 470°C, e mais preferivelmente 460°C.

[00122] O tempo de retenção é ajustado para ser igual a ou maior que 1 segundo e igual a ou menor que 1000 segundos. Quando o tempo de retenção é mais curto que 1 segundo, ocorre insuficiente transformação de bainita, e o aumento na concentração de C na austenita retida é insuficiente. Quando o tempo de retenção excede 1000 segundos, cementita é gerada na fase austenita, e assim a redução na concentração de C é passível de ocorrer. Portanto, em relação ao tempo de retenção o seu limite inferior é ajustado para 1 segundo, preferivelmente 10 segundos, e mais preferivelmente 40 segundos, e o seu limite superior é ajustado para 1000 segundos, preferivelmente 600 segundos, e mais preferivelmente 400 segundos.

(Processo de resfriamento final)

[00123] No processo de resfriamento final, a chapa de aço laminada a frio após a retenção é inicialmente resfriada em uma faixa de temperaturas de 350°C a 220°C a uma taxa média de resfriamento igual a ou maior que 5C/s e igual a ou menor que 25°C/s, e em seguida é resfriada em uma faixa de temperaturas de 120°C até próximo da temperatura ambiente a uma taxa média de resfriamento igual a ou maior que 100°C/s ou igual a ou menor que 5°C/s.

[00124] Uma transformação débil que ocorre durante o resfriamento após OA tem um papel importante para aumentar a concentração de C da vizinhança das contornos de grão na austenita. Portanto, a chapa de aço é resfriada em uma faixa de temperaturas de 350°C a 220C a uma taxa média de resfriamento igual a ou maior que 5°C/s e igual a ou menor que 25°C/s. Quando a taxa de resfriamento na faixa de temperaturas de 350°C a 220°C excede 25°C/s, a transformação não prossegue, e o aumento na concentração de C na austenita não ocorre. Por outro lado, quando a taxa de resfriamento na faixa de temperatu-

ras de 350°C a 220°C/s é menor que 5°C/s, a difusão de C na austenita prossegue e assim o gradiente de concentração de C é reduzido.

[00125] Portanto, em relação à taxa média de resfriamento durante o resfriamento primário, o seu limite inferior é ajustado para 5°C/s, preferivelmente 6°C/s, e mais preferivelmente 7°C/s, e o seu limite superior é ajustado para 20°C/s, preferivelmente 19°C/s, e mais preferivelmente 18°C/s.

[00126] Em adição, em uma faixa de baixa temperatura igual a ou menor que 120°C, a difusão do C é também restrita, e a transformação não é provável de ocorrer. Portanto, durante o resfriamento secundário, a chapa de aço é resfriada em uma faixa de temperatura de 120°C até próximo da temperatura ambiente a uma taxa média de resfriamento igual a ou maior que 100°C/s, e um gradiente de concentração de C na fase austenita de 350°C a 220°C é alcançado. Por outro lado, durante o resfriamento secundário, a chapa de aço é resfriada em uma faixa de temperatura de 120°C até próximo da temperatura ambiente a uma taxa média de resfriamento igual a ou menor que 5°C/s de modo a fazer com que o gradiente de concentração de C na fase austenita se torne mais significativo. Quando a taxa média de resfriamento é maior que 5°C/s, e menor que 100°C/s durante o resfriamento secundário, a transformação não ocorre, e ocorre a redução na concentração de C nas contornos de grão.

[00127] Portanto, a taxa média de resfriamento durante o resfriamento secundário é ajustada para ser igual a ou menor que 5°C/s, preferivelmente 4°C/s, e mais preferivelmente 3°C/s ou é ajustada para ser igual a ou maior que 100°C/s, preferivelmente 120°C/s, e mais preferivelmente 150°C/s.

[00128] De acordo com o método de produção de uma chapa de aço conforme essa configuração descrita acima, controlando-se a condição de resfriamento após a concentração de C na fase austenita

retida ser aumentada através da transformação de bainita, é possível controlar o gradiente de concentração de C da porção de borda dos grãos. Em adição, com o aumento na concentração de C na fase austenita durante o resfriamento após o recozimento, é possível aumentar a estabilidade da fase austenita retida.

[00129] Em adição, em um caso em que o gradiente da concentração de C da fase austenita retida é uniformemente disperso pela dispersão dos tamanhos dos grãos de cristal da fase austenita retida, a estabilidade da conformação por prensagem da chapa de aço pode ser aumentada.

[00130] Essa técnica pode ser aplicada à produção de uma chapa de aço galvanizada por imersão a quente. Nesse caso, após o processo de retenção descrito acima, a chapa de aço é imersa em um banho de galvanização por imersão a quente antes do processo de resfriamento final. Além disso, é possível adicionar um processo de formação de liga após a imersão. O processo de formação de liga é executado em uma faixa de temperaturas igual a ou maior que 500°C e 580°C. A uma temperatura de menos de 500°C, ocorre uma ligação insuficiente, e a uma temperatura maior que 580°C, ocorre superligação, e assim a resistência à corrosão é significativamente deteriorada.

[00131] Em adição, a presente invenção não é influenciada pelas condições de lingotamento. Por exemplo, a influência do método de lingotamento (lingotamento contínuo ou lingotamento convencional) e a diferença na espessura da placa é pequena, e um lingotamento especial tal como placa fina e um método de laminação a quente pode ser usado. Em adição, a eletro galvanização pode ser executada na chapa de aço.

#### Exemplos

[00132] A presente invenção será também descrita à base de Exemplos. As condições dos exemplos são condições de exemplo que

são empregadas para confirmar a possibilidade de configuração e os efeitos da presente invenção, e a presente invenção não é limitada às condições de exemplo. A presente invenção pode empregar várias condições sem sair do conceito da presente invenção desde que o objetivo a presente invenção é alcançada.

[00133] Inicialmente, foram produzidas as placas lingotadas A a V (componentes de aço dos Exemplos) tendo as composições químicas mostradas na Tabela 1 e as placas lingotadas a a g (componentes de aço dos Exemplos Comparativos).

Tabela 1

Aço	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Elemento seletivo
	(% em massa)							
A	0,15	1,9	2,5	0,031	0,006	0,002	0,002	Cu: 0,5 Ni: 0,5
B	0,18	1,2	1,7	0,031	0,007	0,003	0,002	Ca: 0,003
C	0,09	1,3	1,5	0,034	0,006	0,001	0,002	REM: 0,005
D	0,22	1,2	2,1	0,041	0,007	0,002	0,003	-
E	0,19	1,2	1,8	0,045	0,007	0,003	0,002	-
F	0,30	1,2	1,9	0,035	0,006	0,001	0,002	-
G	0,12	1,3	1,5	0,042	0,008	0,001	0,002	-
H	0,23	1,2	2,3	0,035	0,007	0,003	0,003	-
I	0,30	1,2	2,3	0,035	0,007	0,003	0,003	-
J	0,34	1,0	1,4	0,050	0,006	0,002	0,002	V: 0,1 W: 0,3
K	0,07	1,5	2,9	0,015	0,008	0,003	0,009	Nb: 0,05 Mg: 0,004
L	0,15	0,06	1,5	0,600	0,006	0,002	0,003	Mo: 0,12
M	0,15	0,11	2,0	1,1	0,007	0,003	0,002	Ca: 0,003
N	0,15	0,11	1,3	0,902	0,006	0,001	0,003	REM: 0,005
O	0,22	0,10	2,0	1,9	0,007	0,002	0,002	B: 0,005
P	0,22	0,15	1,3	0,903	0,007	0,003	0,002	Mo: 0,15 Ti: 0,02 Nb: 0,02
Q	0,25	0,50	1,9	1,0	0,006	0,002	0,002	Mo: 0,15
R	0,30	0,09	1,2	1,0	0,008	0,003	0,002	Ti: 0,07
S	0,30	0,07	1,6	1,4	0,006	0,001	0,003	Mo: 0,15
T	0,25	0,50	1,7	1,4	0,007	0,001	0,004	Mo: 0,15
U	0,22	0,09	0,91	1,0	0,006	0,002	0,002	Mo: 0,1 V: 0,1 Cr: 0,3
V	0,22	0,10	1,4	1,0	0,09	0,045	0,003	Mo: 0,2 Zr: 0,005
A	0,40	1,6	2,0	0,030	0,006	0,001	0,002	-

B	0,02	1,2	2,0	0,035	0,007	0,001	0,003	-
c	0,22	1,2	1,3	0,041	0,006	0,11	0,003	Mo: 0,2
d	0,25	3,0	1,0	0,040	0,006	0,001	0,002	Mo: 0.22
e	0,25	1,2	4,0	0,035	0,007	0,001	0,004	-
f	0,30	0,03	1,4	0,005	0,008	0,001	0,004	-
g	0,30	0,01	1,2	3,5	0,008	0,003	0,002	Mo: 0.6

[00134] Chapas de aço laminadas a quente foram produzidas executando-se laminação a quente nessas placas lingotadas. Durante a laminação a quente, as razões de redução de laminação nas sexta e sétima etapas da laminação correspondentes aos dois passes finais e a temperatura de acabamento foram conforme mostrado na Tabela 2. Posteriormente, a chapa de aço laminada a quente que foi submetida ao resfriamento a ar por um tempo predeterminado foi resfriada até cerca de 550°C a uma taxa média de resfriamento de 60C/s, e então foi submetida ao bobinamento a cerca de 540°C. A chapa de aço laminada a quente bobinada foi submetida à decapagem, e foi posteriormente submetida à laminação a frio a uma razão de redução de laminação de 50%, produzindo assim uma chapa de aço laminada a frio.

[00135] Em adição, um tratamento de recozimento foi executado à temperatura máxima de recozimento mostrada a Tabela 2. Após o recozimento, com o propósito de suprimir o alongamento no limite de escoamento, dói executada a laminação de skin-pass por cerca de 1%.

[00136] Posteriormente, para executar um tratamento médio, a chapa de aço após o recozimento foi resfriada e mantida. A taxa de resfriamento, a temperatura de retenção, e o tempo de retenção aqui estão mostrados na Tabela 2. Em adição, em relação a algumas chapas de aço, as chapas de aço após a retenção foram mergulhadas em um banho de galvanização por imersão a quente, e foram submetidas a um processo de formação de liga a uma determinada temperatura de ligação.

[00137] Finalmente, o resfriamento inicial (resfriamento em uma fai-

xa de 350°C a 220°C) e o resfriamento secundário (resfriamento em, uma faixa de 120°C a 20°C) foram executados na chapa de aço laminada a frio a uma taxa de resfriamento predeterminada, produzindo assim chapas de aço A1 a V1 e a1 a g1.

**Tabela 2**

Cha- pa de aço	6ª razão de redu- ção de laminação	7ª razão de redu- ção de laminação	Tempe- ratura de acaba- mento	Tempo de resfri- amento a ar	Tempera- tura má- xima de recozi- mento	Taxa de resfri- amento	Tempe- ratura de retenção	Tempo de reten- ção	Temperatura de liga- ção	Taxa de resfriamen- to primário final	Taxa de resfriamen- to secundá- rio final
	%	%	°C	s	°C	°C/s	°C	s	°C	°C/s	°C/s
A1	15	10	879	2.5	850	40	400	400	Sem revestimento	14	2
A2	15	10	890	2.5	850	150	400	300	Sem revestimento	15	2
A3	<u>40</u>	<u>40</u>	890	2	850	150	400	100	Sem revestimento	15	1
A4	<u>25</u>	<u>25</u>	890	2	850	150	400	100	Sem revestimento	15	2
A5	20	15	890	2	850	150	400	100	Sem revestimento	15	2
B1	12	12	890	4	880	40	400	300	440	20	3
B2	12	12	890	4	850	4	450	40	440	20	2
B3	12	12	895	4	<u>980</u>	40	425	40	400	15	2
C1	15	10	901	2.5	850	40	425	300	460	15	1
C2	15	10	895	2.5	850	4	450	40	460	10	2
D1	15	10	892	2.5	775	50	400	300	Sem revestimento	10	150
D2	15	10	880	2.5	800	100	425	300	Sem revestimento	10	150
D3	15	10	888	2.5	<u>660</u>	100	425	300	Sem revestimento	8	150
D4	15	10	888	2.5	<u>660</u>	100	425	300	Sem revestimento	<u>40</u>	3
E1	12	12	883	3	800	40	425	300	Sem revestimento	8	150

Chapa de aço	6ª razão de redução de laminação	7ª razão de redução de laminação	Temperatura de acabamento	Tempo de resfriamento a ar	Temperatura máxima de recozimento	Taxa de resfriamento	Temperatura de retenção	Tempo de retenção	Temperatura de ligação	Taxa de resfriamento primário final	Taxa de resfriamento secundário final
	%	%	°C	s	°C	°C/s	°C	s	°C	°C/s	°C/s
E2	12	12	900	3	800	100	425	300	Sem revestimento	8	150
E3	12	12	900	3	800	100	425	300	Sem revestimento	8	<u>50</u>
F1	15	10	896	3	775	50	400	200	Sem revestimento	15	3
F2	15	10	895	3	780	100	425	300	Sem revestimento	15	3
F3	15	10	885	3	780	100	<u>325</u>	300	Sem revestimento	10	150
F4	15	10	880	3	780	100	<u>550</u>	300	Sem revestimento	10	150
G1	10	8	906	2.5	800	40	425	300	Sem revestimento	10	150
G2	10	8	900	2.5	800	100	400	300	Sem revestimento	10	150
H1	10	8	890	2.5	775	50	400	150	Sem revestimento	15	2
H2	10	8	900	2.5	800	100	425	200	Sem revestimento	15	2
H3	10	8	900	2.5	800	120	425	<u>1200</u>	Sem revestimento	15	2
H4	10	8	890	2.5	800	120	425	200	Sem revestimento	<u>2</u>	150
I1	15	10	886	2.5	775	50	400	300	Sem revestimento	15	1
I2	15	10	890	2.5	800	100	425	200	Sem revestimento	15	2
J1	15	10	887	2.5	800	40	425	300	Sem revestimento	15	2
J2	15	10	892	<u>15.0</u>	800	40	425	300	Sem revestimento	15	3
K1	15	10	881	2.5	800	40	400	400	Sem revestimento	15	3

Chapa de aço	6ª razão de redução de laminação	7ª razão de redução de laminação	Temperatura de acabamento	Tempo de resfriamento a ar	Temperatura máxima de recozimento	Taxa de resfriamento	Temperatura de retenção	Tempo de retenção	Temperatura de ligação	Taxa de resfriamento primário final	Taxa de resfriamento secundário final
	%	%	°C	s	°C	°C/s	°C	s	°C	°C/s	°C/s
L1	15	10	891	2	850	4	450	40	470	15	2
L2	15	10	900	2	775	40	450	400	470	15	3
M1	15	10	888	2.5	800	4	425	40	500	15	4
M2	15	10	890	<u>0.5</u>	800	40	425	300	500	15	2
N1	15	10	905	2.5	800	4	425	40	500	20	3
N2	15	10	900	2.5	800	40	450	300	500	20	3
O1	15	10	905	3	800	4	400	40	500	20	2
O2	15	10	900	3	800	40	425	300	500	20	2
P1	10	8	902	3	800	4	450	40	520	10	150
P2	10	8	890	3	800	40	450	400	520	10	150
Q1	10	8	882	2.5	775	4	425	40	520	20	2
Q2	10	8	890	2.5	775	50	450	350	520	20	3
R1	10	8	893	2.5	775	4	400	40	500	15	1
R2	10	8	880	2.5	825	40	425	300	500	15	2
S1	18	15	888	4	825	4	425	40	500	15	3
S2	18	15	895	4	825	40	425	300	500	15	2
T1	18	15	908	4	825	4	425	40	520	15	1

Chapa de aço	6ª razão de redução de laminação	7ª razão de redução de laminação	Temperatura de acabamento	Tempo de resfriamento a ar	Temperatura máxima de recozimento	Taxa de resfriamento	Temperatura de retenção	Tempo de retenção	Temperatura de ligação	Taxa de resfriamento primário final	Taxa de resfriamento secundário final
	%	%	°C	s	°C	°C/s	°C	s	°C	°C/s	°C/s
T2	18	15	900	4	775	40	450	350	520	15	2
U1	15	10	909	4	800	4	425	40	520	20	3
V1	15	10	899	4	800	4	425	40	520	20	2
a1	15	10	882	2.5	775	40	400	300	Sem revestimento	20	2
b1	15	10	907	2.5	775	100	400	300	Sem revestimento	20	2
c1	15	10	905	2.5	800	40	400	300	500	20	2
d1	15	10	921	2.5	800	40	400	300	500	20	2
e1	15	10	879	2.5	800	4	450	40	Sem revestimento	20	2
f1	15	10	891	2.5	775	100	400	300	Sem revestimento	20	2
g1	15	10	913	2.5	800	40	400	300	500	20	2

[00138] As estruturas de aço das chapas de aço obtidas conforme descrito acima e as características da chapa de aço estão mostradas nas Tabelas 3 e 4. Em relação às estruturas do aço, foram medidos "proporção de ferrita+bainita+martensita temperada", "proporção de austenita retida", "proporção de grãos de cristal que satisfazem a Expressão (1)", "proporção de grãos de cristal de diâmetro pequeno", "proporção de grãos de cristal de grande diâmetro", "proporção de grãos de cristal de pequeno diâmetro que satisfazem a expressão (2)", "proporção de grãos de cristal de grande diâmetro que satisfazem a Expressão (3)", "tamanho médio dos grãos de cristal", e "concentração média de C na fase austenita retida". Em adição, em relação às características da chapa de aço, foram avaliados "resistência à tração", "alongamento a 25°C", "capacidade de dobramento em V" e "alongamento a 150°C".

**Tabela 3**

Chapa de aço	Proporção de ferri- ta+bainita+Marten- sita temperada	Propor- ção de austenita retida	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expres- são (1)	Proporção de grãos de austeni- ta retida de pe- queno diâmetro	Proporção de grãos de auste- nita retida de grande diâmetro	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expressão (2)	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expressão (3)
	%	%	%	%	%	%	%
A1	78	20	64	62	23	64	60
A2	79	19	66	61	24	66	62
A3	77	21	67	85	<u>5</u>	67	63
A4	77	20	68	70	<u>15</u>	68	64
A5	78	21	67	70	22	66	65
B1	89	10	75	57	33	76	72
B2	88	10	74	52	43	76	72
B3	86	<u>2</u>	64	50	45	65	61
C1	93	10	67	62	23	66	62
C2	92	10	56	60	30	55	52
D1	83	16	58	61	24	56	53
D2	83	15	57	62	23	55	52
D3	80	18	55	62	23	51	51
D4	81	17	31	62	22	<u>22</u>	<u>25</u>
E1	87	11	55	58	27	51	51
E2	88	11	55	58	27	52	52

Chapa de aço	Proporção de ferri- ta+bainita+Marten sita temperada	Propor- ção de austenita retida	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expres- são (1)	Proporção de grãos de austeni- ta retida de pe- queno diâmetro	Proporção de grãos de auste- nita retida de grande diâmetro	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expressão (2)	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expressão (3)
	%	%	%	%	%	%	%
E3	88	11	<u>36</u>	55	26	<u>25</u>	<u>30</u>
F1	82	16	67	57	28	66	63
F2	83	15	66	59	26	66	62
F3	<u>39</u>	<u>2</u>	56	59	31	55	52
F4	<u>45</u>	11	57	68	22	56	53
G1	93	11	56	57	33	55	52
G2	93	10	56	55	35	56	52
H1	80	18	65	52	38	66	62
H2	78	20	66	55	35	66	63
H3	80	<u>0</u>	=	=	=	=	=
H4	78	20	<u>35</u>	55	35	<u>38</u>	<u>20</u>
I1	78	20	66	61	24	66	62
I2	78	20	67	61	24	66	63
J1	88	11	67	62	23	66	62
J2	88	10	64	<u>23</u>	62	65	62
K1	79	10	66	62	23	65	61
L1	93	11	66	59	26	66	62
L2	93	11	67	62	23	66	63

Chapa de aço	Proporção de ferri- ta+bainita+Marten sita temperada	Propor- ção de austenita retida	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expres- são (1)	Proporção de grãos de austeni- ta retida de pe- queno diâmetro	Proporção de grãos de auste- nita retida de grande diâmetro	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expressão (2)	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expressão (3)
	%	%	%	%	%	%	%
M1	88	11	66	59	31	66	62
M2	88	11	66	77	8	65	62
N1	93	11	75	59	31	76	72
N2	93	10	75	63	22	77	72
O1	85	14	75	53	37	77	73
O2	85	14	74	59	26	76	71
P1	89	10	55	45	50	56	52
P2	89	10	57	56	34	56	53
Q1	81	17	74	43	47	76	72
Q2	83	16	75	59	31	76	72
R1	85	14	65	46	49	66	63
R2	84	14	66	57	33	66	62
S1	82	16	65	60	30	65	62
S2	82	16	67	62	23	66	63
T1	84	15	66	60	30	66	62
T2	84	15	66	64	21	65	62
U1	93	6	74	53	42	76	72
V1	88	11	75	53	42	77	72

Chapa de aço	Proporção de ferri- ta+bainita+Marten- sita temperada	Propor- ção de austenita retida	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expres- são (1)	Proporção de grãos de austeni- ta retida de pe- queno diâmetro	Proporção de grãos de auste- nita retida de grande diâmetro	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expressão (2)	Proporção de grãos de austenita retida que satisfazem a Expressão (3)
	%	%	%	%	%	%	%
a1	<u>40</u>	15	75	61	24	76	72
b1	97	<u>1</u>	75	61	24	76	72
c1	87	11	75	61	24	77	72
d1	84	14	75	61	24	76	72
e1	65	22	75	60	30	77	72
f1	86	<u>0</u>	=	=	=	=	=
g1	79	<u>4</u>	<u>75</u>	61	24	76	71

**Tabela 4**

Chapa de aço	Tamanho médio dos grãos de cristal	Concentração média de C na fase austenita retida	Resistência à tração	Alongamento a 25°C	Capacidade de dobras em V	Alongamento a 150°C
	µm	%	N/mm <sup>2</sup>	%	mm	%
A1	1.5	0.8	1170	20	1.7	21
A2	1.6	0.8	1158	20	1.7	21
A3	1.1	0.8	1238	<u>15</u>	<u>3.9</u>	<u>5</u>
A4	1.4	0.8	1190	<u>10</u>	2.7	<u>16</u>
A5	1.5	0.8	1183	20	1.8	24
B1	1.7	1.4	753	40	0.4	44
B2	1.9	1.4	773	37	0.5	45
B3	1.9	1.4	873	21	1.2	23
C1	1.5	0.9	596	42	Sem fratura	44
C2	1.7	0.9	636	35	Sem fratura	41
D1	1.6	1.4	994	28	1.1	32
D2	1.5	1.4	979	28	1.2	32
D3	1.5	1.2	1100	<u>13</u>	2.5	<u>13</u>
D4	1.5	1.3	1110	<u>18</u>	2.5	20
E1	1.6	1.4	817	32	0.6	39
E2	1.6	1.4	790	33	Sem fratura	40
E3	1.6	1.4	785	<u>25</u>	2.3	30
F1	1.7	1.4	1006	28	1.3	32

Chapa de aço	Tamanho médio dos grãos de cristal	Concentração média de C na fase austenita retida	Resistência à tração	Alongamento a 25°C	Capacidade de dobras em V	Alongamento a 150°C
	µm	%	N/mm <sup>2</sup>	%	mm	%
F2	1.6	1.4	990	29	1.2	32
F3	1.7	1.4	1220	<u>15</u>	<u>2.9</u>	<u>16</u>
F4	1.5	<u>0.6</u>	880	<u>19</u>	<u>1.6</u>	<u>19</u>
G1	1.7	1.4	584	45	Sem fratura	55
G2	1.8	1.4	592	44	Sem fratura	55
H1	1.8	1.3	1108	23	1.7	29
H2	1.8	1.2	1188	22	1.9	25
H3	=	=	1090	<u>15</u>	<u>3.4</u>	<u>15</u>
H4	1.8	1.2	1170	<u>17</u>	<u>3.3</u>	<u>16</u>
I1	1.6	1.5	1196	25	1.9	27
I2	1.6	1.5	1199	25	2.0	27
J1	1.5	1.4	790	37	0.5	40
J2	2.5	1.1	770	<u>17</u>	1.3	34
K1	1.5	0.9	1157	21	1.7	23
L1	1.6	1.2	601	45	Sem fratura	49
L2	1.5	1.2	599	46	Sem fratura	49
M1	1.7	0.8	777	30	Sem fratura	36
M2	1.2	0.8	790	25	1.3	15
N1	1.7	1.2	572	50	Sem fratura	54
N2	1.5	1.3	600	51	Sem fratura	51

Chapa de aço	Tamanho médio dos grãos de cristal	Concentração média de C na fase austenita retida	Resistência à tração	Alongamento a 25°C	Capacidade de do- bramento em V	Alongamento a 150°C
	µm	%	N/mm <sup>2</sup>	%	mm	%
O1	1.8	1.0	913	28	0.8	32
O2	1.6	1.0	910	30	0.8	31
P1	2.0	1.2	741	31	0.3	43
P2	1.7	1.2	745	33	0.3	40
Q1	2.0	0.9	1043	24	1.4	28
Q2	1.7	1.0	1001	27	1.2	29
R1	2.0	1.2	905	27	0.9	36
R2	1.7	1.2	940	28	1.0	32
S1	1.7	1.2	1025	27	1.3	30
S2	1.5	1.3	1011	28	1.2	30
T1	1.7	1.1	951	28	0.9	31
T2	1.5	1.1	960	28	0.9	29
U1	1.9	1.2	583	47	Sem fratura	55
V1	1.9	1.2	779	35	Sem fratura	42
a1	1.6	1.2	1519	<u>15</u>	<u>2.9</u>	<u>10</u>
b1	1.6	1.1	426	42	0.3	42
c1	1.6	1.2	807	26	<u>2.6</u>	29
d1	1.6	1.2	942	22	<u>2.4</u>	<u>15</u>
e1	1.7	<u>0.2</u>	1710	<u>12</u>	<u>3.5</u>	<u>11</u>
f1	-	=	883	20	<u>2.4</u>	21

Chapa de aço	Tamanho médio dos grãos de cristal	Concentração média de C na fase austenita retida	Resistência à tração	Alongamento a 25°C	Capacidade de do- bramento em V	Alongamento a 150°C
	μm	%	N/mm <sup>2</sup>	%	mm	%
g1	1.6	1.0	1124	<u>18</u>	<u>3.0</u>	<u>19</u>

[00139] Para observação da identificação da estrutura e das posições e medições de um tamanho médio de grão (diâmetro médio do círculo equivalente) e a razão de ocupação, a seção transversal na direção de laminação de uma chapa de aço ou a seção transversal perpendicular à direção de laminação foi corroída por um reagente Nital para quantificação através da observação usando um microscópio ótico a uma ampliação de 500x a 1000x.

[00140] A medição da "razão da fase austenita retida" foi executada em uma superfície que foi polida quimicamente até 1/4 da espessura a partir da camada de superfície da chapa de aço, e a austenita retida foi quantificada e obtida das intensidades integradas dos planos (200) e (211) de ferrita e as intensidade integradas dos planos (200), (220), e (311) de austenita por raios monocromáticos  $\text{MoK}\alpha$ .

[00141] Em adição, a "concentração média de C na fase austenita retida" ( $C_\gamma$ ) foi calculada pela Expressão A a seguir pela obtenção de uma constante lattice (unidade: Angstrom) a partir dos ângulos de reflexão do plano (200), do plano (220), e do plano (311) da austenita através da análise de raio usando-se raios  $\text{Cu-K}\alpha$ .

$$C_\gamma = (\text{constante } \underline{\text{lattice}} - 3.572) / 0.033 \text{ (Expressão A)}$$

[00142] "Alongamento a 25°C" e "alongamento a 150°C" foram avaliados às temperaturas de 25°C e 150°C por alongamento na direção C de um corpo de prova da JIS #5.

[00143] "Capacidade de dobramento em V" foi avaliada por um R mínimo no qual não ocorreu nenhuma fratura durante o teste de dobramento em V. No teste de dobramento em V, um corpo de prova de 30 mm x 200 mm foi dobrado a 90 graus usando-se blocos V tendo vários R. A distância entre os suportes foi 95 mm, e uma força de prensagem de dobramento (BHF) nos suportes foi de 98 kN. A determinação da fratura foi executada através da observação visual ou da observação usando-se uma lente de aumento, e aquelas que tenham

fraturas ou constrictões na superfície foram determinados como fratura. Entre os aços a a g da Tabela 1, o aço a não satisfaz o limite superior de C que é especificado pela presente invenção, e o aço b não satisfaz o limite inferior de C. Os aços c, d e e não satisfizeram os limites superiores de S, Si, e Mn, respectivamente. O aço f não satisfaz os limites inferiores de Si e de Al. O aço g não satisfaz o limite inferior de Si e o limite superior de Al.

[00144] A chapa de aço A3 e a chapa de aço A4 são chapas de aço produzidas ajustando-se as razões de redução de laminação nos dois passes finais para serem altas.

[00145] A chapa de aço D3 é uma chapa de aço produzida ajustando-se a temperatura máxima durante o recozimento para ser baixa.

[00146] A chapa de aço D4 é ma chapa de aço produzida ajustando-se a velocidade final do resfriamento primário para ser alta.

[00147] A chapa de aço E3 é uma chapa de aço produzida ajustando-se a velocidade final do resfriamento secundário para 50°C/s.

[00148] A chapa de aço F3 é uma chapa de aço produzida ajustando-se a temperatura de retenção para ser baixa.

[00149] A chapa de aço F4 é uma capa de aço produzida ajustando-se a temperatura de retenção para ser alta.

[00150] A chapa de aço H3 é uma chapa de aço produzida ajustando-se o tempo de retenção para ser longo.

[00151] A chapa de aço H4 é uma chapa de aço produzida ajustando-se a velocidade final do resfriamento primário para ser baixa.

[00152] A chapa de aço J2 é ma chapa de aço produzida ajustando-se o tempo de resfriamento a ar para ser longo.

[00153] A chapa de aço M2 é uma chapa de aço produzida ajustando-se o tempo de resfriamento a ar para ser curto.

[00154] Na chapa de aço a1, a fração de ferrita+bainita está fora da faixa, e na chapa de aço b1, a fração de austenita é igual a ou menor

que a faixa. A chapa de aço e1 tem uma baixa concentração média de C na austenita. A chapa de aço f1 e a chapa de aço g1 não podem garantir as frações de austenita.

[00155] A figura 1 é um diagrama mostrando a relação entre a resistência à tração e o alongamento a 25°C das chapas de aço conforme os Exemplos e os Exemplos Comparativos, e a figura 2 é um diagrama mostrando a relação entre a resistência à tração e a capacidade de dobramento em V em relação às mesmas chapas de aço. Das figuras 1 e 2, pode ser visto que tanto um alto alongamento quanto capacidade de dobramento em V são obtidos conforme a chapa de aço e o método de produção da chapa de aço conforme a presente invenção.

[00156] Em adição, a figura 3 é um diagrama mostrando a relação entre resistência á tração e alongamento a 150°C conforme os Exemplos e os Exemplos Comparativos. Das figuras 1 e 3, pode ser visto que um alto alongamento é realizado em ambas as temperaturas de 25°C e 150°C conforme a chapa de aço e o método de produção da chapa de aço conforme a presente invenção.

#### Aplicabilidade Industrial

[00157] De acordo com a presente invenção, a presente invenção pode fornecer uma chapa de aço tendo maior alongamento e capacidade de dobramento em V comparado àquele conforme a técnica relativa e, além disso, que tenha excelente estabilidade na conformação por prensagem, e a um método de produção da mesma.

## REIVINDICAÇÕES

1. Chapa de aço, caracterizada pelo fato de que consiste de:

como componentes químicos, em % em massa,

0,05% a 0,35% de C;

0,05% a 2,0% de Si;

0,8% a 3,0% de Mn;

0,01% a 2,0% de Al;

igual a ou menor que 0,1% de P;

igual a ou menor que 0,05% de S;

igual a ou menor que 0,01% de N; e

opcionalmente, pelo menos um dentre:

0,01% a 0,5% de Mo;

0,005% a 0,1% de Nb;

0,005% a 0,2% de Ti;

0,005% a 0,5% de V;

0,05% a 5,0% de Cr;

0,05% a 5,0% de W;

0,0005% a 0,05% de Ca;

0,0005% a 0,05% de Mg;

0,0005% a 0,05% de Zr;

0,0005% a 0,05% de REM;

0,02% a 2,0% de Cu;

0,02% a 1,0% de Ni; e

0,0003% a 0,007% de B; e

o saldo incluindo ferro e as inevitáveis impurezas,

em que:

a chapa de aço compreende, em razão de área, 3% ou mais de uma fase austenita retida e 50% ou mais de um total de uma fase ferrita, uma fase bainita, e uma fase martensita temperada, e

50% ou mais de grãos de cristal da fase austenita retida satisfazem a Expressão 1, em que  $C_{gc}$  representa uma concentração de carbono em um centro de gravidade, e  $C_{gb}$  representa uma concentração de carbono no contorno de grão:

$$C_{gb}/C_{gc} \geq 1,2 \text{ (Expressão 1),}$$

e em que

40% ou mais dos grãos de cristal são grãos de cristal de pequeno diâmetro tendo um tamanho médio de grão maior que ou igual a  $1 \mu\text{m}$  e menor que  $2 \mu\text{m}$ ,

20% ou mais dos grãos de cristal são grãos de cristal de grande diâmetro tendo um tamanho médio de grão maior que ou igual a  $2 \mu\text{m}$ ,

50% ou mais dos grãos de cristal de diâmetro pequeno satisfazem a Expressão 2, e

50% ou mais dos grãos de cristal de diâmetro grande satisfazem a Expressão 3,

onde:

$C_{gcS}$  representa uma concentração de carbono de partículas pequenas em um centro de gravidade, e  $C_{gbS}$  representa uma concentração de carbono de partículas pequenas no contorno de grão, e

$C_{gcL}$  representa uma concentração de carbono de partículas grandes em um centro de gravidade, e  $C_{gbL}$  representa uma concentração de carbono de partículas grandes no contorno de grão:

$$C_{gbS}/C_{gcS} > 1,3 \text{ (Expressão 2),}$$

$$1,3 > C_{gbL}/C_{gcL} > 1.1 \text{ (Expressão 3).}$$

2. Chapa de aço, de acordo com a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de que o tamanho médio de grão dos grãos de cristal é igual a ou menor que  $10 \mu\text{m}$ , e

a concentração média de carbono na fase austenita retida é

igual a ou maior que 0,7% e igual a ou menor que 1,5%.

3. Chapa de aço, de acordo com a reivindicação 1 ou 2, caracterizada pelo fato de que a chapa de aço tem uma película galvanizada fornecida a pelo menos uma superfície.

4. Chapa de aço, de acordo com a reivindicação 1 ou 2, caracterizada pelo fato de que a chapa de aço tem uma película recozida após galvanização (*galvannealed*) fornecida a pelo menos uma superfície.

5. Método de produção de uma chapa de aço, caracterizado pelo fato de que compreende:

um processo de laminação a quente de produção de uma chapa de aço laminada a quente pela execução de laminação a quente em uma placa tendo os componentes químicos, como definidos na reivindicação 1, a uma temperatura de acabamento igual a ou maior que 850°C e igual a ou menor que 970°C;

um processo de resfriamento a ar de executar o resfriamento a ar na chapa de aço laminada a quente por um tempo igual a ou maior que 1 segundo e igual a ou menor que 10 segundos;

um processo de resfriar a chapa de aço laminada a quente resfriada a ar até uma faixa de temperaturas igual a ou menor que 650°C a uma taxa de resfriamento igual a ou maior que 10°C/s e igual a ou menor que 200°C/s e posteriormente bobinar a chapa de aço em uma faixa de temperaturas igual a ou menor que 650°C;

um processo de laminação a frio de executar a decapagem na chapa de aço laminada a quente bobinada a uma razão de redução de laminação igual a ou maior que 40% e posteriormente executar a laminação a frio na chapa de aço produzindo assim uma chapa de aço laminada a frio;

um processo de recozimento para executar o recozimento na chapa de aço laminada a frio a uma temperatura máxima igual a ou

maior que 700°C e igual a ou menor que 900°C;

um processo de retenção de resfriar a chapa de aço laminada a frio recozida em uma faixa de temperaturas igual a ou maior que 350°C e igual a ou menor que 480°C a uma taxa média de resfriamento igual a ou maior que 0,1°C/s e igual a ou menor que 200°C/s, e reter a chapa de aço nessa faixa de temperatura por um tempo igual a ou maior que 1 segundo e igual a ou menor que 1000 segundos;

um processo final de resfriamento de resfriar primariamente a chapa de aço laminada a frio em uma faixa de temperatura de 350°C a 220°C a uma taxa média de resfriamento igual a ou maior que 5°C/s e igual a ou menor que 25°C/s, e resfriar secundariamente a chapa de aço em uma faixa de temperaturas de 120°C até próximo da temperatura ambiente a uma taxa média de resfriamento igual a ou maior que 100°C/s e igual a ou menor que 5°C/s, e

em que a laminação é executada com uma quantidade de tensão igual a ou menor que 20% em cada um dos dois passes finais no processo de laminação a quente.

6. Método, de acordo com a reivindicação 5, caracterizado pelo fato de que a placa que é reaquecida a 1100°C ou maior após ser resfriada até 1100°C ou menos é usada no processo de laminação a quente.

7. Método, de acordo com a reivindicação 5, caracterizado pelo fato de que também compreende um processo de imersão de mergulhar a chapa de aço em um banho de galvanização por imersão a quente após o processo de retenção.

8. Método, de acordo com a reivindicação 7, caracterizado pelo fato de que também compreende um processo de formação de liga de executar um processo de formação de liga em uma faixa igual a ou maior que 500°C e igual a ou menor que 580°C após processo de imersão.

FIG. 1

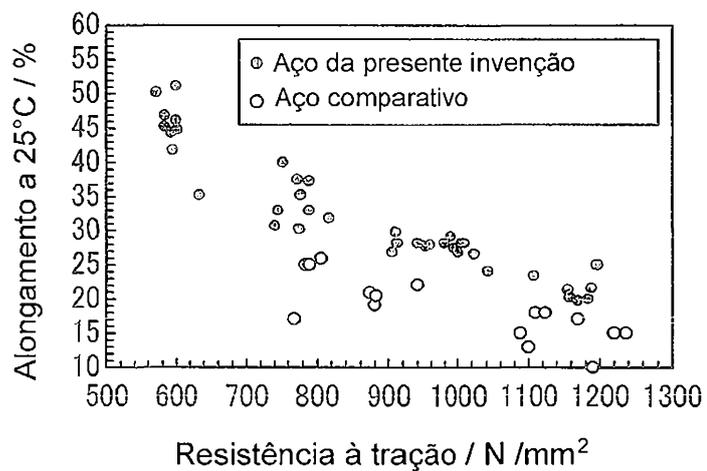


FIG. 2

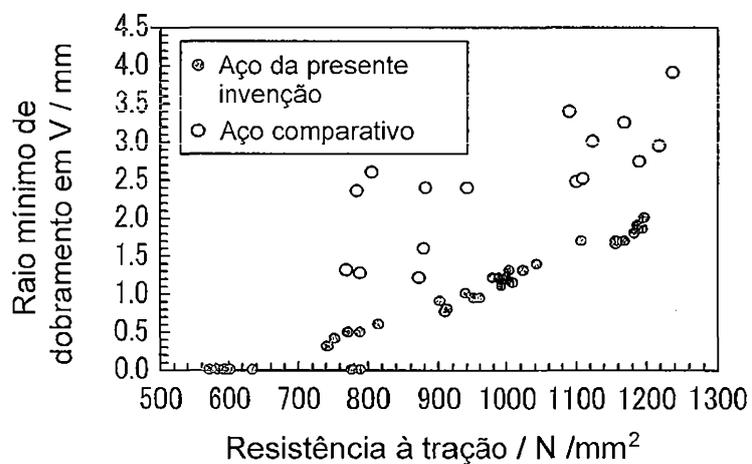


FIG. 3

