



REPÚBLICA FEDERATIVA DO BRASIL

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



CARTA PATENTE N.º PI 0621704-4

Patente de Invenção

O INSTITUTO NACIONAL DA PROPRIEDADE INDUSTRIAL concede a presente PATENTE, 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 : PI 0621704-4

(22) Data do Depósito : 27/12/2006

(43) Data da Publicação do Pedido : 22/11/2007

(51) Classificação Internacional : C22C 38/00; C21D 9/46

(30) Prioridade Unionista : 16/05/2006 JP 2006-136393

(54) Título : CHAPA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA LAMINADA A QUENTE E MÉTODO PARA PRODUÇÃO DA MESMA

(73) Titular : JFE STEEL CORPORATION, Sociedade Japonesa. Endereço: 2-3, Uchisaiwaicho 2-Chome Chiyoda-ku, Tokyo - 100-0011, Japão (JP).

(72) Inventor : Koichi Nakagawa. Endereço: C/o Intellectual Property Dept., JFE Steel Corporation, 2-3, Uchisaiwai-Cho 2-Chome, Chiyoda-Ku, Tokyo 100011, Japão. Cidadania: Japonesa.; Reiko Sugihara. Endereço: C/o Intellectual Property Dept., JFE Steel Corporation, 2-3, Uchisaiwai-Cho 2-Chome, Chiyoda-Ku, Tokyo 100011, Japão. Cidadania: Japonesa.; Tesuo Shimizu. Endereço: C/o Intellectual Property Dept., JFE Steel Corporation, 2-3, Uchisaiwai-Cho 2-Chome, Chiyoda-Ku, Tokyo 100011, Japão. Cidadania: Japonesa.; Shusaku Takagi. Endereço: C/o Intellectual Property Dept., JFE Steel Corporation, 2-3, Uchisaiwai-Cho 2-Chome, Chiyoda-Ku, Tokyo 100011, Japão. Cidadania: Japonesa.

Prazo de Validade : 20 (vinte) anos contados a partir de 27/12/2006, observadas as condições legais.

Expedida em : 19 de Agosto de 2014.

Assinado digitalmente por
Júlio César Castelo Branco Reis Moreira
Diretor de Patentes



Relatório Descritivo da Patente de Invenção para **"CHAPA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA LAMINADA A QUENTE E MÉTODO PARA PRODUÇÃO DA MESMA"**.

Campo Técnico

5 A presente invenção refere-se a uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelentes propriedades de ductilidade, capacidade de rebordar no estiramento e de fadiga de tração e tendo uma limite de resistência à tração (TS) de 780 MPa ou maior, e um método para produção da mesma. Pretende-se aplicar-se esta chapa de aço de alta resistência a componentes, tais como estruturas de automóveis e de caminhões, que requeiram capacidade de conformação e propriedades de fadiga de tração.

Técnica Anterior

15 Chapas de aço laminadas a quente com uma limite de resistência à tração de 590 MPa ou menor foram usadas para componentes, tais como estruturas de automóveis e caminhões, que requerem propriedades de capacidade de conformação e de fadiga de tração porque o aço de grau convencional de 780 MPa é difícil de se conformar. Além disso, a espessura da chapa de aço do grau de 780 MPa é, como é óbvio, menor que a de uma chapa de aço de grau de 590 MPa. Consequentemente, as propriedades de fadiga de tração da chapa de aço convencional do grau 780 MPa são insuficientes quando usadas para tais componentes. Entretanto, em anos recentes, para melhorar nos automóveis a capacidade de proteção dos ocupantes do veículo em caso de acidente, um aumento na resistência das chapas de aço para automóveis foi promovida, e o uso de aço do grau de 780 MPa para peças que requeiram propriedades de fadiga de tração entrou em estudo. A capacidade de conformação requerida para tais componentes inclui alongamento e rebordo no estiramento.

30 Exemplos do método para melhorar o alongamento incluem uma técnica usando austenita retida, que está descrita no documento de patente 1. Entretanto, a austenita retida degrada a capacidade de conformação com rebordo no estiramento. Sabe-se que o rebordo no estiramento melhora à

medida que a diferença de dureza entre a matriz e as outras fases diminui. No aço com austenita retida, a segunda fase é mais dura que a matriz ferrita e a diferença de dureza entre a segunda fase e a matriz ferrita é grande. Assim, a degradação na capacidade de conformação com rebordo no estiramento foi um problema. Entretanto, na martensita temperada e em um aço de fase única bainítica, a capacidade de conformação com rebordo de estiramento é boa devido a uma pequena diferença de dureza entre a matriz e a segunda fase, mas a ductilidade é baixa. Portanto, para alcançar tanto a ductilidade quanto a capacidade de conformação com rebordo no estiramento, é necessário um aço de múltiplas fases no qual a diferença de dureza entre a matriz e a segunda fase seja pequena. São descritas técnicas em relação a chapas de aço de múltiplas fases nas quais a fase ferrita é endurecida por precipitação através de precipitados contendo Ti, Mo e W (Documento de Patente 2) e por precipitados contendo Ti e Mo (Documento de Patente 3) de forma que a diferença de dureza entre a matriz e a segunda fase bainítica seja diminuída. Além disso, esses documentos de patente são caracterizados pelo fato de que, enquanto o TiC pode ser facilmente embrutecido pelo tratamento térmico, precipitados incluindo Ti e Mo são inibidos de serem embrutecidos. Entretanto, Mo é caro se comparado com Ti, Nb e V, que são elementos formadores de carbonetos, e além disso, nas chapas de aço que são produzidas por resfriamento brusco com água seguido de resfriamento a ar, ou pela manutenção da temperatura seguida de resfriamento brusco com água, apenas cerca de 50% ou menos do teor de Mo no aço é precipitado, dando origem a um problema de aumento de custo.

Sob essas circunstâncias, tem havido uma demanda de uma técnica que possa aumentar a resistência enquanto satisfaça os requisitos de ductilidade e rebordo no estiramento sem usar o Mo, que é caro, mas usando um elemento menos caro, como o Ti.

Além disso, o Documento de Patente 4 descreve uma técnica em uma chapa de aço composta de fases de ferrita, que é endurecida na precipitação pelo TiC, e bainita. De acordo com um exemplo desse documento de patente, a uma espessura de chapa de 2,9 mm, a limite de resis-

tência à tração é 740 N/mm^2 , o produto (limite de resistência à tração) x (alongamento) é $18.000 \text{ N/mm}^2\%$ ou mais, e o produto da razão de expansão do furo e limite de resistência à tração, (limite de resistência à tração) x (razão de expansão do furo), que é um índice para a capacidade de rebordar no estiramento, é 40.000 N/mm^2 ou mais. Entretanto, as propriedades de fadiga de tração não são necessariamente suficientes.

Como uma técnica para melhorar as propriedades de fadiga, o Documento de Patente nº 5 descreve uma técnica na qual o alongamento e as propriedades de fadiga são melhoradas pelo controle das frações da composição em uma camada de superfície e em uma camada interna. Entretanto, esse documento de patente não menciona quaisquer medidas para melhorar a capacidade de rebordo no estiramento.

Documento de Patente 1: Japanese Unexamined Patent Application Publication nº 7-62485

Documento de Patente 2: Japanese Unexamined Patent Application Publication nº 2003-321739

Documento de Patente 3: Japanese Unexamined Patent Application Publication nº 2004-339606

Documento de Patente 4: Japanese Unexamined Patent Application Publication nº 8-199298

Documento de Patente 5: Japanese Unexamined Patent Application Publication nº 11-241141

Descrição da Invenção

Em vista dos problemas descritos acima, é um objetivo da presente invenção fornecer uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente na qual, sem usar o Mo que é caro, pelo uso efetivo de elementos formadores de carbonetos, tais como Ti, Nb e V, em particular o Ti, que é um elemento de baixo custo, e cuja quantidade de endurecimento por precipitação é grande, tanto a ductilidade quanto a capacidade de rebordo no estiramento são melhoradas a uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, e excelentes propriedades de fadiga de tração são apresentadas; e um método para a produção da chapa de aço de alta resistência laminada a

quente.

As propriedades-alvo na presente invenção são conforme descritas abaixo:

(1) Limite de resistência à tração (TS) ≥ 780 Mpa;

(2) Ductilidade: alongamento (EL) $\geq 22\%$;

5 (3) Capacidade de rebordo no estiramento: razão de expansão do furo (λ) $\geq 65\%$;

(4) Propriedades de fadiga de tração: relação do limite de resistência à fadiga de tração na fadiga de tração [razão do limite de fadiga (FL) para TS (FL/TS)] $\geq 0,65$.

10 A presente invenção resolve vantajosamente os problemas descritos acima e pretende propor uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente na qual precipitados finos inclusive Ti são formados e dispersos homogeneamente, usando assim efetivamente o endurecimento por precipitação; tanto a ductilidade quanto a capacidade de rebordo no estiramento
15 são alcançados em aço de alta resistência com um TS de 780 MPa ou maior; e além disso as propriedades de fadiga de tração são melhoradas, bem como um método vantajoso para sua produção.

Convencionalmente, tem se acreditado que, quando o Ti é usado sozinho, uma vez que o Ti é facilmente embrutecido, os precipitados
20 devem ser refinados na presença de Mo. Os presentes inventores estudaram em detalhes a precipitação de Ti e, como resultado, descobriram que iniciando-se um resfriamento rápido imediatamente após a laminação a quente e controlando-se as condições de resfriamento, é possível formar precipitados finos contendo Ti na ferrita.

25 Isto é, como resultado de estudos diligentes, os presentes inventores descobriram que quando o sistema de composição mostrado no item [1] ou [2] é usado, a fração de volume de ferrita é ajustada na faixa de 50% a 90%, o balanço sendo bainita, precipitados contendo Ti, com um diâmetro médio de 20 nm ou menos, são finamente precipitados na ferrita, e 80% ou
30 mais do teor de Ti no aço são precipitados, o alongamento e a capacidade de rebordo no estiramento têm valores muito altos, e além disso, as propriedades de fadiga de tração melhoram dramaticamente. Para alcançar essa

estrutura, foi descoberto que é importante usar o aço que tenha a composição mostrada no item [1] ou [2] abaixo e controlar o tempo a partir da laminação final em um processo de laminação a quente para o início do resfriamento.

- 5 Acredita-se que a razão para isso seja que controlando-se o tempo a partir do final da laminação até o início do resfriamento para que seja curto, e resfriando-se até uma temperatura que seja 680°C ou maior e menor que (ponto Ar_3 menos 20°C), torna-se possível evitar que a tensão introduzida pela laminação seja recuperada e para maximizar a tensão como
- 10 uma força de direção para a transformação da ferrita, além disso, torna-se possível que os precipitados finos inclusive Ti sejam formados na ferrita, o que foi considerado como sendo difícil, e também a precipitação pode ser efetivamente executada.

- Isto é, a essência da presente invenção é conforme descrito a-
- 15 baixo.

- [1] Uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelentes propriedades de ductilidade, capacidade de rebordo no estiramento, e fadiga de tração com uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, a chapa de aço tendo uma composição incluindo, em percentual em
- 20 massa:

- C: 0,06% a 0,15%,
 Si: 1,2% ou menos,
 Mn: 0,5% a 1,6%,
 P: 0,04% ou menos,
- 25 S: 0,005% ou menos,
 Al: 0,05% ou menos, e
 Ti: 0,03% a 0,20%,

o balanço sendo Fe e as impurezas incidentais,

- onde a chapa de aço tem uma estrutura na qual a fração de vo-
- 30 lume de ferrita é 50% a 90%, o balanço é substancialmente bainita, a fração de volume total de ferrita e bainita é 95% ou mais, precipitados contendo Ti são precipitados na ferrita, e os precipitados têm um diâmetro médio de 20

nm ou menos; e 80% ou mais do teor de Ti no aço são precipitados.

[2] Uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelentes propriedades de ductilidade, capacidade de rebordo no estiramento, e fadiga de tração com uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, a chapa de aço tendo uma composição incluindo, em percentual em massa:

10 C: 0,06% a 0,15%,
Si: 1,2% ou menos,
Mn: 0,5% a 1,6%,
P: 0,04% ou menos,
S: 0,005% ou menos,
Al: 0,05% ou menos, e
Ti: 0,03% a 0,20%,

e também incluindo pelo menos um ou dois entre Nb: 0,005% a 0,10% e V: 0,03% a 0,15%, o balanço sendo Fe e as impurezas incidentais,

onde a chapa de aço tem uma estrutura na qual a fração de volume de ferrita é de 50% a 90%, o balanço é substancialmente bainita, a fração de volume total de ferrita e bainita é de 95% ou mais, precipitados contendo Ti são precipitados na ferrita, e os precipitados têm um diâmetro médio de 20 nm ou menos; e 80% ou mais do teor de Ti no aço são precipitados.

[3] A chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelentes propriedades de ductilidade, capacidade de rebordo no estiramento, e fadiga de tração com uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior conforme o item [1] ou [2], onde sob a hipótese de que cada grão individual de bainita tem a forma de uma elipse, o comprimento médio do eixo maior dos grãos de bainita é menor que 10 μm .

[4] A chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelentes propriedades de ductilidade, capacidade de rebordo no estiramento, e fadiga de tração com uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior conforme o item [1] ou [2], onde sob a hipótese de que cada grão individual de bainita tem a forma de uma elipse, o comprimento médio

do eixo maior dos grãos de bainita é de 10 μm ou mais, e a razão de aspecto média da elipse correspondente aos grãos de bainita é 4,5 ou menos.

[5] A chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelentes propriedades de ductilidade, capacidade de rebordo no estiramento, e fadiga de tração com uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior conforme qualquer um dos itens [1] a [4], onde a dureza média (Hv_{α}) da ferrita e a dureza média (Hv_B) da bainita satisfazem a relação $Hv_B - Hv_{\alpha} \leq 230$.

[6] Um método para produção de uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelentes propriedades de ductilidade, capacidade de rebordo no estiramento, e fadiga de tração com uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior o método incluindo o aquecimento de uma placa de aço até 1.150°C a 1.300°C, a placa de aço tendo uma composição incluindo, em percentual em massa:

15 C: 0,06% a 0,15%,
Si: 1,2% ou menos,
Mn: 0,5% a 1,6%,
P: 0,04% ou menos,
S: 0,005% ou menos,
20 Al: 0,05% ou menos, e
Ti: 0,03% a 0,20%

o balanço sendo Fe e as impurezas incidentais; e então executando-se a laminação a quente a uma temperatura final de laminação que seja o ponto Ar_3 ou maior e menor que (ponto Ar_3 mais 100°C); iniciar o resfriamento em 25 3,0 s a partir de então; executar o resfriamento acelerado a uma taxa média de resfriamento de 30°C/s ou maior até uma temperatura de parada de resfriamento que seja 680°C ou maior e menor que (ponto Ar_3 menos 20°C); executar resfriamento a ar por 3 a 15 s sem executar o resfriamento acelerado; então executar o resfriamento acelerado a uma taxa média de resfriamento de 20°C/s ou maior; e executar o bobinamento a 300°C a 600°C.

[7] Um método para produção de uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelentes propriedades de ductilidade,

capacidade de rebordo no estiramento, e fadiga de tração com uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, o método incluindo o aquecimento de uma placa de aço até 1.150°C a 1.300°C, a placa de aço tendo uma composição incluindo, em percentual em massa:

- 5 C: 0,06% a 0,15%,
 Si: 1,2% ou menos,
 Mn: 0,5% a 1,6%,
 P: 0,04% ou menos,
 S: 0,005% ou menos,
 10 Al: 0,05% ou menos, e
 Ti: 0,03% a 0,20%,

- e também incluindo pelo menos um ou dois entre Nb: 0,005% a 0,10% e V: 0,03% a 0,15%, o balanço sendo Fe e impurezas incidentais; então executando-se a laminação a quente a uma temperatura final de laminação que
 15 seja o ponto Ar_3 ou maior e menor que (ponto Ar_3 mais 100°C); iniciar o resfriamento após 3 s; executar o resfriamento acelerado a uma taxa média de resfriamento de 30°C/s ou maior até uma temperatura de parada de resfriamento que seja 680°C ou maior e menor que (ponto Ar_3 menos 20°C); executar o resfriamento a ar por 3 a 15 s sem executar o resfriamento acelera-
 20 do; então executar o resfriamento acelerado a uma taxa média de resfriamento de 20°C/s ou maior; e executar o bobinamento a 300°C a 600°C.

- [8]O método para produção de uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelentes propriedades de ductilidade, capacidade de rebordo no estiramento, e fadiga de tração com uma limite de
 25 resistência à tração de 780 MPa ou maior conforme o item [6] ou [7], onde a temperatura final de laminação é o ponto Ar_3 ou maior e menor que (ponto Ar_3 mais 50°C).

- [9] O método para produção de uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelentes propriedades de ductilidade, capacidade de rebordo no estiramento, e fadiga de tração com uma limite de
 30 resistência à tração de 780 MPa ou maior conforme o item [6] ou [7], onde a temperatura final de laminação é (ponto Ar_3 mais 50°C) ou maior e menor

que (ponto Ar_3 mais $80^\circ C$).

[10] O método para produção de uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelentes propriedades de ductilidade, capacidade de rebordo no estiramento, e fadiga de tração com uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior conforme qualquer um dos itens 5 [6] a [9], onde a temperatura de bobinamento é $350^\circ C$ a $500^\circ C$.

De acordo com a presente invenção, produzindo-se aço com Ti adicionado de forma a ter uma estrutura incluindo ferrita + bainita e formando precipitados dispersos homogeneamente incluindo Ti na ferrita, é possível 10 obter excelentes propriedades de ductilidade, capacidade de rebordo no estiramento a uma alta limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, e como resultado é possível diminuir a espessura da chapa dos componentes de automóveis e caminhões, contribuindo assim grandemente para uma maior performance nos corpos automotivos.

15 Melhores Formas de Execução da Invenção

A presente invenção será descrita especificamente abaixo.

Inicialmente, na presente invenção, serão descritas as razões para as limitações das composições das chapas de aço ou das placas de aço para as faixas descritas acima. Note que "%" para a composição signifi- 20 ca o percentual em massa a menos que especificado de forma diferente.

C: 0,06% a 0,15%

C é um elemento necessário para precipitar carbonetos como precipitados na ferrita e gerar bainita. Para aquele fim, exige-se que o teor de C seja 0,06% ou mais. Entretanto, se o teor exceder 0,15%, a capacidade de soldagem degrada. Portanto, o limite superior é ajustado para 0,15%. O teor 25 de C está mais preferivelmente na faixa de 0,07% a 0,12%.

Si: 1,2% ou menos

Si tem uma função de acelerar a transformação da ferrita. Si também funciona como um elemento de reforço de solução sólida. O teor de Si é preferivelmente 0,1% ou mais. Entretanto, se o Si estiver contido em 30 uma grande quantidade excedendo 1,2%, as propriedades de superfície degradam significativamente e a resistência à corrosão também degrada. Por-

tanto, o limite superior é ajustado em 1,2%. O teor de Si está mais preferivelmente na faixa de 0,2% a 1,0%.

Mn: 0,5% a 1,0%

5 Mn é adicionado para aumentar a resistência. Entretanto, se o teor de Mn for menor que 0,5%, o efeito da sua adição é insuficiente. Se o teor de Mn for excessivamente grande excedendo 1,0%, a capacidade de soldagem se degrada significativamente. Portanto, o limite superior é ajustado em 1,6%. O teor de Mn está mais preferivelmente na faixa de 0,8% a 1,2%.

10 P: 0,04% ou menos

P tende a ser segregado nos limites dos grãos γ velhos, degradando assim a tenacidade a baixa temperatura, e também tende a ser segregado no aço. Consequentemente, o P aumenta a anisotropia das chapas de aço e degrada a capacidade de trabalho. Portanto, o teor de P é preferivelmente diminuído tanto quanto possível. Entretanto, uma vez que o teor de P até 0,04% é permissível, o limite superior é ajustado em 0,04%, O teor de P é mais preferivelmente 0,03% ou menos.

S: 0,005% ou menos

20 Quando o S é segregado nos limites dos grãos γ velhos ou uma grande quantidade de MnS é gerada, a tenacidade a baixa temperatura é degradada, resultando em dificuldade no uso em climas frios, e também a capacidade de rebordo no estiramento é degradada significativamente. Portanto, o teor de S é preferivelmente diminuído tanto quanto possível. Entretanto, uma vez que o teor de S até 0,005% é permissível, o limite superior é ajustado em 0,005%.

Al: 0,05% ou menos

30 Al é adicionado como um desoxidante para o aço e é um elemento eficaz para melhorar a limpeza do aço. Para obter esse efeito, é preferível ajustar o teor de Al em 0,001% ou mais. Entretanto, se o teor de Al exceder 0,05%, uma grande quantidade de inclusões é gerada, o que pode provocar a ocorrência de cicatrizes nas chapas de aço. Portanto. O limite superior é ajustado em 0,05%.

Ti: 0,03% a 0,20%

Ti é um elemento muito importante em vista do endurecimento por precipitação de ferrita. Se o teor de Ti for menor que 0,03%, é difícil garantir a resistência necessária. Se o teor de Ti exceder 0,20%, o seu efeito é saturado, o que apenas leva a um aumento no custo. Portanto, o limite superior é ajustado a 0,20%. O teor de Ti está mais preferivelmente na faixa de 0,08% a 0,18%.

Os constituintes básicos foram descritos acima. Na presente invenção, os elementos descritos abaixo podem ser também incorporados.

10 Nb: 0,005% a 0,10%

V: 0,03% a 0,15%

Para transmitir resistência e resistência à fadiga, pelo menos um ou dois entre Nb e V podem ser incorporados. Esses elementos funcionam como um elemento endurecedor da precipitação ou um elemento reforçador da solução sólida, e contribuem para a melhoria da resistência e da resistência à fadiga. Entretanto, se o teor de Nb for menor que 0,005% ou o teor de V for menor que 0,03%, o efeito da sua adição é insuficiente. Se o teor de Nb exceder 0,10% ou se o teor de V exceder 0,15%, o seu efeito é saturado, o que apenas leva a um aumento no custo. Portanto, o limite superior é ajustado em 0,10% para o Nb e em 0,15% para o V. Mais preferivelmente, o teor de Nb está na faixa de 0,02% a 0,06%, e o teor de V está na faixa de 0,05% a 0,10%.

As razões para as limitações da estrutura das chapas de aço serão agora descritas abaixo.

Fração de volume de ferrita: 50% a 90%

25 Se a fração de volume de ferrita for menor que 50%, a fração de volume da segunda fase dura torna-se excessiva, e a capacidade de rebordo no estiramento degrada. Portanto, a fração de volume de ferrita deve ser ajustada em 50% ou mais. Por outro lado, se a fração de volume da ferrita exceder 90%, a fração de volume da segunda fase torna-se excessivamente pequena, e o alongamento não melhora. Portanto, a fração de volume de ferrita deve ser ajustada em 90% ou menos. A fração de volume de ferrita está mais preferivelmente na faixa de 65% a 88%.

Balanço na estrutura de aço sendo substancialmente bainita, e a fração de volume total de ferrita e bainita sendo 95% ou mais.

Para se obter uma boa capacidade de rebordo no estiramento, o balanço, sem contar a ferrita, na estrutura do aço deve ser substancialmente bainita.

Aqui, o balanço, sem contar a ferrita, na estrutura de aço sendo substancialmente bainita significa que o balanço, sem contar a ferrita, na estrutura do aço é principalmente composto de bainita, e a estrutura é formada de forma que a fração de volume total de ferrita e bainita seja 95% ou mais. Embora possa haver um caso em que uma fase diferente de ferrita e bainita, tal como a martensita, possa ser misturada, a outra fase é permissível se a fração da outra fase for 5% ou menos. Em tal caso, o balanço pode ser considerado como sendo substancialmente bainita. Mais preferivelmente, a fração de volume total de ferrita e bainita é maior que 97%.

Precipitados contendo Ti sendo precipitados na ferrita, e os precipitados tendo um diâmetro médio de 20 nm ou menos.

Os precipitados contendo Ti são eficazes para reforçar a ferrita e melhorar a tensão de resistência à fadiga. Além disso, na presente invenção, acredita-se que tais precipitados contendo Ti sejam precipitados principalmente como carbonetos na ferrita. A dureza da ferrita macia é aumentada pelo endurecimento da precipitação dos precipitados, tais como carbonetos, e a diferença na dureza entre a ferrita macia e a bainita dura é diminuída, sendo assim eficaz na melhoria da capacidade de rebordo no estiramento. Além disso, se o diâmetro médio do precipitado contendo Ti precipitado na ferrita exceder 20 nm, o efeito de evitar que os deslocamentos se movam é pequeno, e não é possível obter a resistência e a resistência à fadiga de tração requeridas. Portanto, é necessário ajustar o diâmetro médio dos precipitados contendo Ti precipitados na ferrita em 20 nm ou menos.

80% ou mais do teor de Ti no aço sendo precipitado.

Quando apenas menos de 80% do teor de Ti no aço é precipitado, o Ti que não forma precipitados juntamente com o C, etc. permanece no estado de solução sólida na ferrita. Nesse caso, a ação de melhorar a resis-

tência e a resistência à fadiga de tração é pequena, sendo assim anti-econômico e ineficiente. De acordo com a presente invenção, foi descoberto que, para se obter a resistência e a resistência à fadiga necessárias econômica e eficientemente, é eficaz que 80% ou mais do teor de Ti no aço sejam precipitados. Além disso, mais preferivelmente, o diâmetro médio dos precipitados está na faixa de 3 a 15 nm. Mais preferivelmente, 90% ou mais do teor de Ti no aço sejam precipitados.

Na presente invenção, os precipitados contendo Ti são precipitados principalmente na ferrita conforme descrito acima. Acredita-se que a razão para isso seja que o limite de solubilidade sólida do C na ferrita é menor que na austenita, e o C supersaturado tende a ser precipitado pela formação de carbonetos contendo Ti na ferrita. Na verdade, quando uma amostra de película fina preparada a partir da chapa de aço foi observada com um microscópio de transmissão de elétrons (TEM), os precipitados foram reconhecidos na ferrita.

O comprimento médio do eixo maior dos grãos de bainita sendo menores que 10 μm sob a hipótese de que cada grão individual de bainita tem uma forma de elipse.

A forma da bainita influencia a capacidade de rebordo no estiramento, e o menor tamanho do grão de bainita possível é mais preferível com vista a se obter uma melhor capacidade de rebordo no estiramento. Especificamente, preferivelmente o comprimento médio do eixo maior dos grãos de bainita é menor que 10 μm .

O comprimento médio do eixo maior dos grãos de bainita sendo 10 μm ou menos e a razão de aspecto média das elipses correspondentes aos grãos de bainita sendo 4,5 ou menos sob a hipótese de que cada grão individual de bainita tenha uma forma de elipse.

No caso onde o comprimento médio do eixo maior dos grãos de bainita é 10 μm ou mais, os grãos de bainita preferivelmente se aproximam a grãos com eixos do mesmo comprimento tanto quanto possível em vista da obtenção de uma boa capacidade de rebordo no estiramento. Especificamente, preferivelmente, a razão de aspecto média (comprimento do eixo

maior/comprimento do eixo menor) das elipses correspondentes aos grãos de bainita é de 4,5 ou menos. Nesse caso, em vista de melhorar a capacidade de rebordo no estiramento, o comprimento médio do eixo maior dos grãos de bainita é preferivelmente 50 μm ou menos.

- 5 Acredita-se que a razão para o fato de que a capacidade de rebordo no estiramento é também melhorada pela redução do tamanho do grão (comprimento do eixo maior) de bainita ou diminuindo-se a razão de aspecto de forma que os grãos de bainita se aproximem tanto quanto possível de grãos com eixos iguais seja que, em uma face de extremidade cortada, um aumento nas fraturas iniciais pode ser evitado durante o corte, e a
- 10 expansão das fraturas pode ser atrasada durante a formação do flange.

A dureza média (Hv_{α}) da fase ferrita e a dureza média (Hv_B) da fase bainita satisfazendo a relação $Hv_B - Hv_{\alpha} \leq 230$

- Diminuindo-se a diferença entre a dureza média (Hv_B) da fase bainita e a dureza média (Hv_{α}) da fase ferrita, ($Hv_B - Hv_{\alpha}$), tanto quanto possível, especificamente, para 230 ou menos, é possível diminuir a diferença na deformação entre a fase ferrita e a fase bainita quando a chapa de aço é submetida a trabalho. Portanto, um aumento nas fraturas pode ser evitado, e uma melhor capacidade de rebordo no estiramento pode ser obtida.
- 15

- 20 Um método de produção da presente invenção será descrito agora.

Aquecer a placa de aço até 1.150°C a 1.300°C

- Na placa de aço, Ti, ou Nb e V em adição ao Ti, estão na maioria das vezes presentes como carbonetos. Para formar precipitados conforme desejado na ferrita após a laminação a quente, os precipitados que se precipitaram como carbonetos antes da laminação a quente devem ser fundidos. Para esse propósito, é necessário executar o aquecimento até uma temperatura maior que 1.150°C. Se o aquecimento for executado a uma temperatura maior que 1.300°C, o tamanho do grão de cristal torna-se excessivamente bruto, e tanto o alongamento quanto a capacidade de rebordo no estiramento degradam. Portanto, o aquecimento é executado a 1.300°C ou menos. Preferivelmente, o aquecimento é executado a 1.200°C ou mais.
- 25
- 30

Temperatura final de laminação na laminação a quente: ponto Ar_3 ou maior e igual a ou menor que (ponto Ar_3 mais $100^{\circ}C$)

Após a placa de aço ser aquecida até a temperatura de aquecimento descrita acima, a laminação a quente é executada, e a temperatura final da laminação, que é a temperatura final da laminação a quente, é ajustada para ponto Ar_3 ou maior e igual a ou menor que (ponto Ar_3 mais $100^{\circ}C$). Se a temperatura final de laminação for menor que o ponto Ar_3 , a laminação é executada no estado de ferrita + austenita. Nesse caso, uma vez que é formada uma longa estrutura de ferrita, a capacidade de rebordo no estiramento degrada. Sob condições onde a temperatura final de laminação excede (ponto Ar_3 mais $100^{\circ}C$), a tensão introduzida pela laminação é recuperada, e conseqüentemente a quantidade necessária de ferrita não pode ser obtida. Portanto, a laminação final é executada na temperatura final de laminação que é ponto Ar_3 ou maior e igual a ou menor que (ponto Ar_3 mais $100^{\circ}C$).

Além disso, se a laminação final for executada, a uma temperatura final de laminação que seja (ponto Ar_3 mais $50^{\circ}C$) ou maior e menor que (ponto Ar_3 mais $80^{\circ}C$), a razão de aspecto torna-se 4,5 ou menos, no caso onde o comprimento em que o eixo maior dos grãos de bainita é $10\text{ }\mu\text{m}$ ou mais, e a capacidade de rebordo no estiramento melhora.

Além disso, para ajustar o comprimento médio do eixo maior dos grãos de bainita para ser menor que $10\text{ }\mu\text{m}$, no método de produção descrito acima, a temperatura final de laminação é preferivelmente ajustada a ponto Ar_3 ou maior e menor que (ponto Ar_3 mais $50^{\circ}C$).

Começar o resfriamento dentro de 3,0 s após a laminação final e executar o resfriamento acelerado a uma taxa de resfriamento de $30^{\circ}C/s$ ou maior até uma temperatura de parada de resfriamento que seja $680^{\circ}C$ ou maior e menor que (ponto Ar_3 menos $20^{\circ}C$).

Se o período de tempo após a laminação final até o início de resfriamento acelerado exceder 3,0 s, a tensão introduzida pela laminação é recuperada. Conseqüentemente, não é possível obter-se a quantidade necessária de ferrita, a quantidade de precipitados contendo Ti, e o tamanho

de grão. Mais preferivelmente, o resfriamento é iniciado dentro de 1,6 s.

Se a temperatura de parada do resfriamento for (ponto Ar_3 menos $20^{\circ}C$) ou maior, a nucleação da ferrita não ocorre facilmente. Consequentemente, não é possível obter a quantidade necessária de ferrita, a quantidade de precipitados contendo Ti, e o tamanho de grão. Se a temperatura de parada de resfriamento for menor que $680^{\circ}C$, a taxa de difusão de C e de Ti diminui. Consequentemente, não é possível obter a quantidade necessária de ferrita, a quantidade de precipitados contendo Ti, e o tamanho de grão. Mais preferivelmente, o resfriamento acelerado é executado a uma temperatura de parada de resfriamento que seja $720^{\circ}C$ ou maior e menor que (ponto Ar_3 menos $30^{\circ}C$).

No resfriamento acelerado após a laminação a quente, a taxa média de resfriamento a partir da temperatura final de laminação até a parada do resfriamento deve ser de $30^{\circ}C/s$ ou maior. Se a taxa de resfriamento for menor que $30^{\circ}C/s$, é gerada perlita, resultando na degradação das propriedades. Preferivelmente, a taxa de resfriamento é de $70^{\circ}C/s$ ou maior. Embora o limite superior da taxa de resfriamento não seja particularmente especificado, para parar com precisão o resfriamento dentro da faixa de temperaturas de parada de resfriamento descrita acima, a taxa de resfriamento é preferivelmente de cerca de $300^{\circ}C/s$.

Executar o resfriamento a ar por 3 a 15 s sem executar resfriamento acelerado.

Após o resfriamento acelerado ser interrompido, o resfriamento a ar é executado por 3 a 15 s sem executar o resfriamento acelerado. Se o período de tempo no qual o resfriamento acelerado é interrompido, isto é, período de resfriamento a ar, for menor que 1 s, não é possível obter a quantidade necessária de ferrita. Se o período de resfriamento a ar exceder 15 s, é gerada perlita, resultando na degradação de propriedades. Além disso, a taxa de resfriamento é de cerca de $15^{\circ}C/s$ durante o período no qual o resfriamento acelerado é interrompido e o resfriamento a ar é executado.

Após o resfriamento a ar, executar o resfriamento acelerado a uma taxa de resfriamento de $20^{\circ}C/s$ ou maior, e executar o bobinamento a

300°C a 600°C.

Após o resfriamento a ar, o resfriamento acelerado é iniciado, no qual o resfriamento é executado a uma taxa média de resfriamento de 20°C/s ou maior até a temperatura de bobinamento, e o bobinamento é executado a 300°C a 600°C. Isto é, a temperatura de bobinamento é ajustada em 300°C a 600°C. Se a temperatura de bobinamento for inferior a 300°C, ocorre o resfriamento brusco com água e o resto da estrutura torna-se martensita, resultando na degradação da capacidade de rebordo no estiramento. Se a temperatura de bobinamento exceder 600°C, é gerada perlita, resultando na degradação de propriedades. Além disso, se a temperatura de bobinamento for ajustada em 350°C a 500°C, a diferença entre a dureza média da bainita (Hv_B) da fase bainita e a dureza média (Hv_α) da fase ferrita, ($Hv_B - Hv_\alpha$), satisfaz a relação $Hv_B - Hv_\alpha \leq 230$. Assim, a capacidade de rebordo no estiramento pode ser melhorada. Portanto, a temperatura de bobinamento é preferivelmente ajustada a 350°C a 500°C. Além disso, quando a taxa de resfriamento no resfriamento acelerado após o resfriamento a ar for menor que 20°C/s, é gerada perlita, resultando na degradação de propriedades. Portanto, a taxa média de resfriamento é ajustada para 20°C/s ou mais após o resfriamento a ar até o bobinamento. Embora o limite superior da taxa de resfriamento não seja particularmente limitado, para interromper com precisão o resfriamento dentro da faixa de temperatura do bobinamento descrita acima, a taxa de resfriamento é ajustada preferivelmente a cerca de 300°C/s.

EXEMPLOS

EXEMPLO 1

Cada um dos aços tendo a composição mostrada na Tabela 1 foi fundido em um conversor, e uma placa de aço foi formada por lingotamento contínuo. A placa de aço foi submetida à laminação a quente, resfriamento e bobinamento sob as condições mostradas na Tabela 2. Portanto, uma chapa de aço laminada a quente com uma espessura de 2,0 mm foi obtida. Note que o Ar_3 mostrado na Tabela 2 é o valor obtido da fórmula $Ar_3 = 910 - 203 \times \sqrt{C} + 44,7 \times Si - 30 \times Mn$ (onde C, Si e Mn representam os teores dos res-

pectivos elementos em percentual em massa), que é uma fórmula de regressão para calcular Ar_3 .

Em relação às chapas de aço assim obtidas, a microestrutura, propriedades de tensão, capacidade de rebordo no estiramento, e propriedades de fadiga de tração foram investigadas.

As propriedades de tensão foram testadas por um método conforme a JISZ2241 usando corpos de prova nº 5 da JIS, nas quais a direção de tração foi ajustada para ser paralela à direção de laminação. O teste de expansão do furo foi executado conforme a Japan Iron and Steel Federation Standard JFTS 1001.

As frações de ferrita e a bainita foram obtidas conforme descrito abaixo. Em relação à seção transversal paralela à direção de laminação, a estrutura foi revelada por uma solução a 3% de nital, a seção transversal na posição correspondente a um quarto da espessura da chapa foi observada por um microscópio ótico com uma amplificação de 400, e as razões de área das porções de ferrita e de bainita foram quantificadas por processamento de imagem e definidas como frações de volume de ferrita e bainita.

O comprimento do eixo maior dos grãos de bainita e a razão de aspecto foram obtidos conforme descrito abaixo. Em relação à seção transversal paralela à direção de laminação, a estrutura foi revelada por uma solução a 3% de nital, e a seção transversal na posição correspondente a um quarto da espessura da chapa foi observada por um microscópio ótico com uma ampliação de 400. O processamento de análise de imagem foi executado usando-se Image-Pro PLUS ver. 4.0.0.11 (produzido por Media Cybernetics Corp.), no qual elipses (elipses correspondendo a objetos característicos) tendo as mesmas áreas que aquelas dos grãos de bainita individuais observados e tendo os mesmos momentos de inércia que aqueles dos grãos de bainita individuais foram supostos, e o comprimento do eixo maior e o comprimento do eixo menor foram obtidos para cada uma das elipses. A razão de aspecto foi definida como comprimento do eixo maior/comprimento do eixo menor. Foram calculadas as médias dos comprimentos do eixo maior e das razões de aspecto obtidas para os grãos de bainita individuais e,

portanto, o comprimento médio do eixo maior e a razão de aspecto média para os grãos de bainita foram obtidas.

Para observar os precipitados, a estrutura da ferrita foi observada por um microscópio de transmissão de elétrons (TEM) com uma ampliação de 200.000 ou mais. As composições dos precipitados, tais como Ti, Nb, e V, foram identificados por análise com um analisador de raios x de energia dispersiva (EDX) montado no TEM. Em relação aos precipitados contendo Ti, o processamento de imagem foi executado usando Image-Pro PLUS da mesma maneira que descrito acima, no qual os diâmetros passando através do centro de gravidade de cada um dos precipitados (objetos) a serem medidos foram medidos a intervalos de 2 graus, e foi tirada a média dos valores medidos para se obter o diâmetro de cada um dos precipitados. Foi tirada a média dos diâmetros dos precipitados individuais, e portanto, foi obtido o diâmetro médio dos precipitados contendo Ti.

O teste de fadiga de tração foi executado sob a condição de uma razão de estresse R de 0,05, o limite de fadiga (FL) foi obtido a um número de repetições de 10^7 , e foi calculada a relação do limite de resistência à fadiga de tração (FL/TS). Note que a razão de estresse R é um valor definido por (carga mínima repetida)/(carga máxima repetida).

A quantidade de precipitados contendo Ti foi calculada como a razão da quantidade de Ti precipitado para o teor de Ti no aço. A quantidade de Ti precipitado pode ser obtida por análise extrativa. Em um método de análise extrativa, o resíduo extraído eletroliticamente usando uma solução de eletrólito à base de ácido maleico é submetido à fusão alcalina, o fundido resultante é dissolvido em um ácido, e então é executada a medição por espectrometria de emissão de ICP.

A dureza da ferrita e da bainita foram medidas conforme descrito abaixo. Um testador de acordo com a JISB7725 foi usado para um teste de dureza Vickers. Em relação a uma seção transversal paralela à direção de laminação, a estrutura foi revelada por uma solução a 3% de nital. Na seção transversal, na posição correspondente a um quarto da espessura da chapa, grãos de ferrita e grãos de bainita foram entalhados com uma força de teste

de 0,0294 N (carga de teste de 3 g). A dureza foi calculada a partir do comprimento diagonal do entalhe usando-se a fórmula para cálculo da dureza Vickers conforme a JISZ2244. Em relação a 30 grãos de cada um dentre ferrita e bainita, a dureza foi medida e foi tirada a média dos valores medidos. Os valores médios para os grãos de ferrita e para os grãos de bainita foram definidos como a dureza média (Hv_{α}) da fase ferrita e a dureza média (Hv_{β}) da fase bainita.

Os resultados estão mostrados na Tabela 3. Nos exemplos da presente invenção, a uma espessura de chapa de 2,0 mm e a uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, o alongamento foi 22% ou mais, a razão de expansão do furo foi 65% ou mais, e a relação do limite de resistência à fadiga de tração (FL/TS) no teste de fadiga de tração foi 0,65 ou mais.

Conforme descrito acima, em uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo excelente ductilidade, capacidade de rebordo no estiramento e propriedades de fadiga de tração conforme a presente invenção, ajustando-se a composição e as condições de produção, deixando a chapa de aço ter uma estrutura composta de ferrita e bainita, e pela conformação e dispersão homogênea dos precipitados finos incluindo Ti, é possível alcançar uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, um alongamento de 22% ou mais, uma razão de expansão de furo de 65% ou mais, e uma relação do limite de resistência à fadiga de tração na fadiga de tração de 0,65 ou mais a uma espessura de chapa de 2,0 mm, e é possível diminuir a espessura da chapa de componentes de automóveis e melhorar nos automóveis a capacidade de proteção dos ocupantes do veículo em caso de acidente, contribuindo assim grandemente para uma maior performance nos corpos de automóveis, o que é um excelente efeito.

TABELA 1

tipo de aço	Composição (% em massa)										Notas
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	V		
A	0,101	0,91	1,46	0,018	0,0028	0,022	0,119	0,048	-	aço adequado	
B	<u>0,181</u>	0,59	1,01	0,021	0,0011	0,031	0,100	-	-	aço comparativo	
C	0,113	0,72	0,52	0,026	0,0014	0,036	0,118	0,079	-	aço adequado	
D	0,096	0,78	0,64	0,018	0,0018	0,039	0,087	-	0,080	aço adequado	
E	0,092	0,64	0,93	0,021	0,0010	0,025	0,097	0,023	-	aço adequado	
F	0,142	0,67	0,60	0,011	0,0010	0,032	0,093	-	0,067	aço adequado	
G	0,092	0,65	0,60	0,011	0,0035	0,035	<u>0,020</u>	-	-	aço comparativo	
H	0,109	0,10	0,56	0,024	0,0010	0,028	0,117	-	0,120	aço adequado	
I	0,110	0,29	0,87	0,039	0,0015	0,042	0,152	-	-	aço adequado	
J	0,072	0,54	0,78	0,003	0,0035	0,031	0,121	<u>0,120</u>	-	aço comparativo	
K	0,130	0,72	1,10	0,012	0,0020	0,032	0,090	-	<u>0,180</u>	aço comparativo	
L	0,098	0,61	0,71	0,011	0,0035	0,028	0,179	-	-	aço adequado	
M	0,063	0,05	0,76	0,012	0,0021	0,035	0,089	-	0,052	aço adequado	
N	0,095	0,58	0,95	0,020	0,0011	0,015	0,182	-	-	aço adequado	
O	0,127	1,08	0,89	0,030	0,0042	0,031	0,121	0,025	0,083	aço adequado	
P	0,072	0,53	1,21	0,016	0,0008	0,031	0,138	0,006	0,072	aço adequado	
Q	0,101	0,91	1,50	0,018	0,0028	0,022	0,119	0,048	-	aço adequado	
R	<u>0,041</u>	0,52	1,46	0,032	0,0016	0,034	0,106	-	-	aço comparativo	
S	0,103	0,63	0,85	0,019	0,0015	0,031	0,090	-	-	aço adequado	
T	0,110	0,65	0,80	0,020	0,0015	0,030	0,090	0,006	0,100	aço adequado	

TABELA 2

Nº	Ti po de aç ão	tempera- tura de aqueci- mento da placa (°C)	Ar ₃ (°C)	Ar ₃ + 100 (°C)	tempera- tura final de lami- nação (°C)	tempo de início do resfria- mento* (s)	taxa de resfria- mento da primeira etapa** (°C/s)	Ar ₃ - 20 (°C)	temperatura de parada de resfria- mento da primeira e- tapa (°C)	tempo de res- friamen- to a ar (s)	taxa de resfria- mento da segunda etapa*** (°C/s)	tempe- ratura de bo- bina- mento (°C)	No- tas
1	A	1258	842	942	923	2,5	89	822	768	3	28	537	EP
2	A	1248	842	942	903	5,2	53	822	810	6	54	465	CE
3	B	1220	820	920	908	3,0	45	800	782	4	34	326	CE
4	C	1226	858	958	930	0,6	35	838	708	5	35	412	EP
5	D	1286	863	963	921	2,0	35	843	815	5	38	514	EP
6	D	1280	863	963	882	2,4	72	843	653	7	48	428	CE
7	E	1281	849	949	872	2,6	112	829	793	6	32	356	EP
8	F	1152	845	945	920	2,9	58	825	741	13	62	402	EP
9	F	1230	845	945	915	3,0	55	825	730	10	15	395	CE
10	G	1212	859	959	898	2,5	63	839	728	5	34	375	CE
11	H	1240	831	931	910	0,7	45	811	720	7	45	620	CE
12	H	1239	831	931	905	0,9	42	811	712	6	42	391	EP
13	I	1186	830	930	895	1,2	32	810	795	5	52	406	EP
14	I	1250	830	930	912	1,6	35	810	821	7	38	438	CE
15	J	1163	856	956	896	1,1	73	836	695	6	37	449	CE
16	K	1254	836	936	869	1,5	125	816	784	6	36	435	CE
17	L	1273	852	952	895	1,3	52	832	776	7	23	526	EP
18	M	1268	838	938	880	1,3	48	818	764	7	48	457	EP
19	M	1263	838	938	856	2,3	78	818	695	2	36	356	CE
20	M	1252	838	938	843	2,6	80	818	701	3	40	246	CE
21	N	1275	845	945	852	0,7	38	825	736	7	35	468	EP

Nº	Ti po de aç ão	tempera- tura de aqueci- mento da placa (°C)	Ar ₃ (°C)	Ar ₃ + 100 (°C)	tempera- tura final de lami- nação (°C)	tempo de início do resfria- mento* (s)	taxa de resfria- mento da primeira etapa** (°C/s)	Ar ₃ - 20 (°C)	temperatura de parada de resfria- mento primeira e- tapa (°C)	tempo de res- friamen- to a ar (s)	taxa de resfria- mento da segunda etapa*** (°C/s)	tempe- ratura de bobina- mento (°C)	No- tas
22	O	1243	859	959	864	0,9	76	839	795	6	34	492	EP
23	P	1238	843	943	882	1,8	129	823	725	9	26	427	EP
24	Q	1280	841	941	898	1,3	35	821	721	16	40	490	CE
25	Q	1291	841	941	891	1,5	31	821	712	5	39	483	EP
26	R	1225	848	948	869	2,7	79	828	823	7	29	455	CE
27	S	1235	848	948	935	1,0	34	828	725	5	54	512	EP
28	S	1235	848	948	912	1,0	34	828	725	5	54	456	EP
29	S	1235	848	948	875	1,0	34	828	725	5	54	480	EP
30	T	1235	848	948	933	1,0	34	828	725	5	54	515	EP
31	T	1235	848	948	915	1,0	34	828	725	5	54	450	EP
32	T	1235	848	948	874	1,0	34	828	725	5	54	495	EP

*Período de tempo desde o fim da laminação final até o início do resfriamento

** Taxa média de resfriamento a partir da temperatura final de laminação até a temperatura de parada do resfriamento da primeira etapa

*** Taxa média de resfriamento a partir da temperatura imediatamente após o resfriamento a ar até a temperatura de bobina- mento

EP: Exemplos da presente invenção CE: Exemplo comparativo

TABELA 3

Nº	tipo de aço	limite de resistência à tração (Mpa)	Alongamento (%)	taxa de expansão de furo (%)	limite de fadiga de tração (Mpa)	relação do limite de resistência à fadiga de tração	fração de ferrita (%)	fração de ferrita + bainita (%)	comprimento médio do eixo maior da bainita (μm)	razão de aspecto mé-dia*	Hv B – Hv α	diâmetro médio dos precipitados contendo Ti (nm)	quantidade de precipitação** (%)	TSxEL	TS λ	Notas
1	A	812	24	72	585	0,72	72	97	35	5,2	350	15	84	19488	58464	EP
2	A	752	20	43	391	0,52	48	100	18	4,5	198	40	53	15040	32336	CE
3	B	832	21	23	483	0,58	42	100	30	4,8	260	19	81	17472	19136	CE
4	C	856	22	73	693	0,81	68	100	25	3,8	220	3	96	18832	62488	EP
5	D	832	23	78	682	0,82	75	100	12	4,2	250	12	86	19136	64896	EP
6	D	763	19	42	481	0,63	45	99	25	2,5	86	30	63	14497	32046	CE
7	E	846	22	81	685	0,81	80	98	9	4,8	153	12	83	18612	68526	EP
8	F	821	24	74	616	0,75	71	100	32	4,1	168	10	82	19704	60754	EP
9	F	815	13	35	424	0,52	75	80	31	3	361	19	81	10595	28525	CE
10	G	729	24	68	467	0,64	73	100	8	3,2	250	31	83	17496	49572	CE
11	H	822	13	42	477	0,58	73	87	13	3,6	255	11	82	10686	34524	CE
12	H	815	25	80	619	0,76	68	100	19	4,2	147	14	94	20375	65200	EP
13	I	863	22	68	621	0,72	85	100	20	4,3	190	6	82	18986	58684	EP
14	I	743	20	54	446	0,60	38	100	41	4,8	271	31	62	14860	40122	CE
15	J	924	15	21	573	0,62	86	100	21	3,5	160	15	92	13860	19404	CE
16	K	967	13	29	590	0,61	81	100	9	4,6	120	23	83	12571	28043	CE
17	L	845	22	73	676	0,80	76	100	9	5,0	420	9	95	18590	61685	EP
18	M	832	25	81	657	0,79	79	96	8	5,2	156	11	91	20800	67392	EP
19	M	815	21	46	481	0,59	35	98	45	5	320	17	72	17115	37490	CE

Nº	tipo de aço	limite de resistência à tração (Mpa)	Alongamento (%)	taxa de expansão de furo (%)	limite de fadiga de tração (Mpa)	relação do limite de resistência à fadiga de tração	fração de ferrita (%)	fração de ferrita + bainita (%)	comprimento médio do eixo maior da bainita (μm)	razão de aspecto mé-dia*	Hv B – Hv α	diâmetro médio dos precipitados contendo Ti (nm)	quantidade de precipitação** (%)	TSxEL	TSx λ	No-tas
20	M	1001	14	27	601	0,60	88	89	9	4,2	325	18	87	14014	27027	CE
21	N	851	23	67	570	0,67	84	96	7	4,8	210	8	95	19573	57017	EP
22	O	796	25	89	541	0,68	86	98	7	5,3	53	7	86	19900	70844	EP
23	P	801	23	85	665	0,83	85	99	8	5,5	98	8	95	18423	68085	EP
24	Q	820	14	40	410	0,50	80	90	6	5,1	340	15	80	11480	32800	CE
25	Q	824	23	78	659	0,80	76	96	11	4,2	120	6	90	18952	64272	EP
26	R	758	23	67	379	0,50	89	92	15	3,7	350	12	82	17434	50786	CE
27	S	830	23	75	656	0,79	73	100	40	5,0	300	5	93	19090	62250	EP
28	S	828	23	88	662	0,8	82	100	18	2,0	110	5	93	19044	72864	EP
29	S	825	24	110	660	0,80	86	100	8	2,0	132	5	94	19800	90750	EP
30	T	840	22	72	700	0,83	76	100	43	5,1	320	5	92	18480	60480	EP
31	T	845	22	89	693	0,82	83	100	20	2	113	5	93	18590	75205	EP
32	T	838	22	99	679	0,81	88	100	9	8	142	5	95	18436	82962	EP

* Média de (comprimento do eixo maior/comprimento do eixo menor) das elipses correspondentes a grãos de bainita

** Porcentagem de precipitação do Ti contido no aço

EP: Exemplo da presente invenção

5 CE: Exemplo comparativo

REIVINDICAÇÕES

1. Chapa de aço de alta resistência laminada a quente apresentando um limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, caracterizada por uma composição consistindo de, em percentual em massa:

- 5 C: 0,06% a 0,15%,
 Si: 1,2% ou menos,
 Mn: 0,5% a 1,6%,
 P: 0,04% ou menos,
 S: 0,005% ou menos,
 10 Al: 0,05% ou menos, e
 Ti: 0,03% a 0,20%,

opcionalmente também incluindo pelo menos um ou dois entre Nb: 0,005% a 0,10% e V: 0,03% a 0,15%, o balanço sendo Fe e as impurezas incidentais,

- onde a chapa de aço tem uma estrutura na qual a fração de vo-
 15 lume de ferrita é 50% a 90%, o balanço é substancialmente bainita, a fração
 de volume total de ferrita e bainita é 95% ou mais, precipitados contendo Ti
 são precipitados na ferrita, e os precipitados têm um diâmetro médio de 20
 nm ou menos; e 80% ou mais do teor de Ti no aço são precipitados.

2. Chapa de aço de alta resistência laminada a quente apresen-
 20 tando um limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, de acordo com
 a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de que sob a hipótese de que cada
 grão individual de bainita tem a forma de uma elipse, o comprimento médio
 do eixo maior dos grãos de bainita é menor que 10 μm .

3. Chapa de aço de alta resistência laminada a quente apresen-
 25 tando um limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, de acordo com
 a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de que sob a hipótese de que cada
 grão individual de bainita tem a forma de uma elipse, o comprimento médio
 do eixo maior dos grãos de bainita é de 10 μm ou mais, e a razão de aspec-
 to média da elipse correspondente aos grãos de bainita é 4,5 ou menos.

- 30 4. Chapa de aço de alta resistência laminada a quente apresen-
 tando um limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, de acordo com
 uma das reivindicações 1 a 3, caracterizada pelo fato de que a dureza média

(Hv_{α}) da ferrita e a dureza média (Hv_B) da bainita satisfazem a relação $Hv_B - Hv_{\alpha} \leq 230$.

5. Método para produção de uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente apresentando um limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, caracterizado por essencialmente consistir do aquecimento de uma placa de aço até 1.150°C a 1.300°C, a placa de aço tendo uma composição incluindo, em percentual em massa:
- C: 0,06% a 0,15%,
 - Si: 1,2% ou menos,
 - Mn: 0,5% a 1,6%,
 - P: 0,04% ou menos,
 - S: 0,005% ou menos,
 - Al: 0,05% ou menos, e
 - Ti: 0,03% a 0,20%,
- opcionalmente também incluindo pelo menos um ou dois entre Nb: 0,005% a 0,10% e V: 0,03% a 0,15%, o balanço sendo Fe e as impurezas incidentais; e então executando-se a laminação a quente a uma temperatura final de laminação que seja o ponto A_{r3} ou maior e menor que (ponto A_{r3} mais 100°C); iniciar o resfriamento em 3,0 s a partir de então; executar o resfriamento acelerado a uma taxa média de resfriamento de 30°C/s ou maior até uma temperatura de parada de resfriamento que seja 680°C ou maior e menor que (ponto A_{r3} menos 20°C); executar resfriamento a ar por 3 a 15 s sem executar o resfriamento acelerado; então executar o resfriamento acelerado a uma taxa média de resfriamento de 20°C/s ou maior; e executar o bobinamento a 300°C a 600°C.

6. Método para produção de uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente apresentando um limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, de acordo com a reivindicação 5, caracterizado pelo fato de que a temperatura final de laminação é o ponto A_{r3} ou maior e menor que (ponto A_{r3} mais 50°C).

7. Método para produção de uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente apresentando um limite de resistência à tração de 780

MPa ou maior, de acordo com a reivindicação 5, caracterizado pelo fato de que a temperatura final de laminação é (ponto Ar_3 mais 50°C) ou maior e menor que (ponto Ar_3 mais 80°C).

- 5 8. Método para produção de uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente apresentando um limite de resistência à tração de 780 MPa ou maior, de acordo com uma das reivindicações 5 a 7, caracterizado pelo fato de que a temperatura de bobinamento é 350°C a 500°C.

RESUMO

Patente de Invenção: **"CHAPA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA LAMINADA A QUENTE E MÉTODO PARA PRODUÇÃO DA MESMA"**.

A presente invenção refere-se a uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente na qual, sem o uso do Mo, que é caro, pelo uso efetivo de Ti que é um elemento barato e a quantidade de endurecimento por precipitação do qual é grande, tanto a ductilidade quanto a capacidade de rebordo no estiramento são melhoradas a uma limite de resistência à tração de 780 MPa ou mais, e excelentes propriedades de fadiga de tensão são apresentadas; e um método para produção da chapa de aço de alta resistência laminada a quente. Uma chapa de aço de alta resistência laminada a quente tendo uma composição incluindo, em percentual em massa, C: 0,06% a 0,15%, Si: 1,2% ou menos. Mn: 0,5% a 1,6%, P: 0,04% ou menos, S: 0,005% ou menos, Al: 0,05% ou menos, e Ti: 0,03% a 0,20%, o balanço sendo Fe e as impurezas incidentais, onde a chapa de aço tem uma estrutura na qual a fração de volume de ferrita é 50% a 90%, o balanço sendo substancialmente bainita, a fração de volume total de ferrita e bainita é de 95% ou mais, precipitados contendo Ti são precipitados na ferrita, e os precipitados têm um diâmetro médio de 20 nm ou menos; e 80% ou mais do teor de Ti no aço são precipitados.