



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

(11) PI 0410575-3 B1

(22) Data do Depósito: 09/01/2004

(45) Data de Concessão: 12/07/2016



(54) Título: CHAPA DE AÇO LAMINADA A FRIO DE ALTA RESISTÊNCIA COM RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DE 780 MPA OU MAIS

(51) Int.Cl.: C22C 38/04; C22C 38/14; C21D 9/46

(30) Prioridade Unionista: 21/05/2003 JP 2003-143638

(73) Titular(es): NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION

(72) Inventor(es): KOICHI GOTO, RIKI OKAMOTO, HIROKAZU TANIGUCHI

Relatório Descritivo da Patente de Invenção para "CHAPA DE AÇO LAMINADA A FRIO DE ALTA RESISTÊNCIA COM RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DE 780 MPa OU MAIS".

Campo Técnico

A presente invenção refere-se a uma chapa de aço de alta resistência laminada a frio e a uma chapa de aço de alta resistência com superfície tratada com limite de resistência à tração de 780 MPa ou mais, as chapas de aço tendo excelente capacidade de conformação local e um aumento suprimido na dureza da solda.

Antecedentes da Técnica

Até agora, as chapas de aço com 590 MPa ou menos de limite padrão de resistência à tração têm sido geralmente usadas para peças principalmente que compõem o corpo de um automóvel ou uma motocicleta.

Em anos recentes, foram conduzidos estudos para aumentar a resistência do material até uma grande extensão e a aplicação de tais chapas de aço de alta resistência melhorada está sendo tentada com o objetivo de redução do peso do corpo de um carro para melhoria da eficiência do combustível e a melhoria da segurança nas colisões.

Chapas de aço de alta resistência produzidas para o preenchimento dos objetivos anteriormente mencionados são usadas principalmente para membros do chassi de um carro e membros de reforço, peças dos assentos e outras peças de um automóvel ou de uma motocicleta e uma chapa de aço com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração do aço base tendo excelente capacidade de conformação está fortemente em demanda.

Tais peças são submetidas a trabalhos tais como conformação de chapas por pressão e conformação de peças por cilindros. Entretanto, devido aos requisitos dos projetistas de corpos de carros e outros projetistas industriais, é algumas vezes difícil mudar-se drasti-

camente as formas de tais peças a partir das formas às quais uma chapa de aço convencional com 590 MPa ou menos de limite de resistência à tração é aplicável e, portanto, para facilitar a conformação de uma forma complicada, é necessária uma chapa de aço de alta resistência tendo excelente praticabilidade.

Nesse ínterim, os métodos de trabalho estão mudando da estampagem convencional com um dispositivo que prende o disco durante a estampagem para a estampagem simples ou trabalho de dobramento de acordo com a adoção de uma chapa de aço de alta resistência. Em particular, quando uma aresta de dobramento se curva na forma de um arco de círculo ou similar, algumas vezes as extremidades de uma chapa de aço são alongadas, em outras palavras, é aplicado um trabalho de estiramento das bordas. Também, para algumas peças, é frequentemente aplicado um trabalho de rebarbação onde é formada uma borda pela expansão de um furo de trabalho (furo inferior). Em alguns casos de grande expansão, o diâmetro do furo inferior é expandido até 1,6 vezes ou mais. Nesse ínterim, um fenômeno de recuperação elástica após o trabalho de uma peça, tal como recuperação, tende a aparecer à medida que a resistência de uma chapa de aço aumenta e impede que a precisão da peça seja garantida. Por esta razão, são frequentemente empregados artifícios, por exemplo, reduzir-se o raio interno de dobramento até cerca de 0,5 mm no trabalho de dobramento, nos métodos de trabalhos plásticos.

Entretanto, em tais trabalhos, embora uma chapa de aço seja necessária para haver a capacidade de conformação local, tal como uma borda estirada, capacidade de expansão do furo, capacidade de dobramento e similares, uma chapa de aço de alta resistência convencional é insuficiente para garantir tal capacidade de conformação, e portanto o problema de uma chapa de aço de alta resistência convencional é que ocorrem problemas, inclusive fendas, e o produto

não pode ser processado estavelmente.

Nesse ínterim, tais peças conformadas sob pressão são muito frequentemente unidas com outras peças por soldas por pontos ou outras soldas. Entretanto, no caso de uma chapa de aço de alta resistência com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração em geral, um método metalúrgico, tal como o aumento do teor de C no aço é frequentemente adotado como um meio eficaz para garantir a resistência e o problema provocado pela adoção de tal método foi que o metal de solda é extremamente endurecido pelo aquecimento e resfriamento no momento da soldagem e portanto as propriedades das solda e as funções do produto são deterioradas.

A chapa de aço de alta resistência até aqui relatada tendo uma capacidade de conformação da borda estirada melhorada é aquela proposta pela Japanese Unexamined Patent Publication nº H9-67645. Entretanto, a tecnologia meramente melhora a capacidade de conformação da borda estirada após o corte e não necessariamente melhora as propriedades de uma solda.

Também as Japanese Examined Patent Publications nºs H2-1894 e H5-72460 propõem métodos para melhorar a soldabilidade de uma chapa de aço de alta resistência. A tecnologia anterior melhora a capacidade de trabalhar a frio e a soldabilidade de uma chapa de aço de alta resistência. Entretanto, em relação à melhoria da capacidade de trabalhar a frio citada na tecnologia, a melhoria da capacidade de conformação, tal como a capacidade de conformação de borda estirada e similares não é suficientemente confirmada. Em contraste, esta última tecnologia propõe a melhoria da capacidade de conformação de bordas estiradas em aditamento à soldabilidade. Entretanto, a resistência de uma chapa de aço incluída na invenção está no nível de cerca de 550 MPa e a tecnologia não é a única que trata com uma chapa de aço de alta resistência com 780 MPa ou mais de limite de resistên-

cia à tração.

Além disso, como resultado de estudos cuidadosos pelos presentes inventores, as seguintes descobertas foram obtidas. No caso de uma chapa de aço com alta resistência com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração do aço base, o principal mecanismo de fortalecimento é ativado principalmente por martensita dura e bainita na segunda fase e o teor de C no aço funciona como um fator principal no mecanismo de fortalecimento. Entretanto, à medida que o teor de C aumenta, a capacidade de conformação local é provável de deteriorar-se e, ao mesmo tempo, a dureza de uma solda aumenta conseqüentemente. Todavia, em relação aos problemas anteriormente mencionados de uma chapa de aço de alta resistência com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração do aço base, não pode ser encontrada nenhuma proposta que focalizasse a melhoria da capacidade de conformação local e a supressão do endurecimento da solda.

Descrição da Invenção

A presente invenção é a conseqüência de estudos cuidadosos dos presente inventores para solucionar os problemas anteriormente mencionados; e refere-se a uma chapa de aço laminada a frio de alta resistência e a uma chapa de aço de superfície tratada de alta resistência com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração dos aços base, as chapas de aço tendo excelente capacidade de conformação local, tal como capacidade de conformação da borda estirada, capacidade de expansão do furo, capacidade de dobramento e similares, aumento da dureza da solda suprimida, e além disso boas propriedades de soldagem. A essência da presente invenção é como segue:

(1) Uma chapa de aço laminada a frio de alta resistência e uma chapa de aço de alta resistência com superfície tratada com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração, as mencionadas chapas de aço tendo excelente capacidade de conformação local e

aumento da dureza da solda suprimido, caracterizadas por: as mencionadas chapas de aço contendo, em peso,

C: 0,05 a 0,09%,

Si: 0,4 a 1,3%,

Mn: 2,5 a 3,2%,

P: 0,001 a 0,05%

N: 0,0005 a 0,006%

Al: 0,005 a 0,1%

Ti: 0,001 a 0,045%, e

S na faixa estipulada pela expressão (A) a seguir, com o saldo consistindo em Fe e as inevitáveis impurezas; As microestruturas das mencionadas chapas de aço sendo compostas de bainita de 7% ou mais em termos de percentual de área, e o saldo consistindo em um ou mais entre ferrita, martensita, martensita temperada e austenita retida; e os mencionados componentes nas mencionadas chapas de aço satisfazendo as expressões (C) e (D) a seguir quando o Mn eq. é definido pela expressão (B) a seguir;

$$S \leq 0,08 \times (Ti(\%) - 3,43 \times N(\%)) + 0,004 \quad (A)$$

onde, quando um valor do membro $Ti(\%) - 3,43 \times N(\%)$ da dita expressão (A), é negativo, o valor é estimado como zero,

$$Mn \text{ eq.} = Mn(\%) - 0,29 \times Si(\%) + 6,24 \times C(\%) \quad (B),$$

$$950 \leq (Mn \text{ eq.} / (C(\%) - (Si(\%)/75))) \times \text{porcentagem de área de bainita} (\%) \quad (C),$$

$$C(\%) + (Si(\%)/20) + (Mn(\%)/18) \leq 0,30 \quad (D).$$

(2) Uma chapa de aço laminada a frio de alta resistência e uma chapa de aço de alta resistência com superfície tratada com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração, as mencionadas chapas tendo uma excelente capacidade de conformação local e aumento de dureza da solda suprimido conforme o item (1), caracterizadas pelas mencionadas chapas de aço conterem, como componentes químicos

adicionais, um ou mais entre:

Nb: 0,001 a 0,04%,

B: 0,0002 a 0,0015%, e

Mo: 0,05 a 0,50%.

(3) Uma chapa de aço laminada a frio de alta resistência e uma chapa de aço de alta resistência com superfície tratada com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração, as mencionadas chapas tendo uma excelente capacidade de conformação local e aumento de dureza da solda suprimido conforme o item (1) ou (2), caracterizadas pelas mencionadas chapas de aço conterem 0,0003 a 0,01% de Ca como outro componente químico adicional.

(4) Uma chapa de aço laminada a frio de alta resistência e uma chapa de aço de alta resistência com superfície tratada com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração, as mencionadas chapas tendo uma excelente capacidade de conformação local e aumento de dureza da solda suprimido conforme o item (1) a (3), caracterizadas por as mencionadas chapas de aço conterem 0,0002 a 0,01% de Mg como outro componente químico adicional.

(5) Uma chapa de aço laminada a frio de alta resistência e uma chapa de aço de alta resistência com superfície tratada com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração, as mencionadas chapas tendo uma excelente capacidade de conformação local e aumento de dureza da solda suprimido conforme o item (1) a (4), caracterizadas por as mencionadas chapas de aço conterem 0,0002 a 0,01% de Metais Terras Raras (REM) como outros componentes químicos adicionais.

(6) Uma chapa de aço laminada a frio de alta resistência e uma chapa de aço de alta resistência com superfície tratada com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração, as mencionadas chapas tendo uma excelente capacidade de conformação local e aumento de

dureza da solda suprimido conforme o item (1) a (5), caracterizadas por as mencionadas chapas de aço conterem 0,2 a 2,0% de Cu e 0,05 a 2,0% de Ni como outros componentes químicos adicionais.

(7) Uma chapa de aço laminada a frio de alta resistência e uma chapa de aço de alta resistência com superfície tratada com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração, as mencionadas chapas tendo uma excelente capacidade de conformação local e aumento de dureza da solda suprimido conforme o item (1) a (6), caracterizada por a mencionada chapa de aço de superfície tratada ser revestida com zinco ou com uma de suas ligas como tratamento de superfície.

Breve Descrição dos Desenhos

A figura 1 é um gráfico mostrando a influência do valor de um membro no lado direito do sinal de desigualdade da expressão (A) que estipula o limite superior de um teor de S em um índice de capacidade de conformação local.

A figura 2 é um gráfico mostrando a relação entre um valor do membro da direita do sinal de desigualdade da expressão (C) e uma razão de expansão do furo como um índice de capacidade de conformação local.

A figura 3 é um gráfico mostrando a influência de um valor do membro da esquerda do sinal de desigualdade na expressão (D) de aumento da dureza da solda.

Melhor Realização da invenção

Os presentes inventores investigaram os componentes químicos do aço e as estruturas metalográficas das chapas de aço em relação aos meios de supressão do aumento da dureza da solda enquanto garante a capacidade de conformação local, tal como conformação de bordas estiradas, capacidade de expansão do furo, capacidade de dobramento e similares, de uma chapa de aço. Inicialmente, como resultado da investigação da capacidade de conformação local

de uma chapa de aço, foi descoberto que, no caso de uma chapa de aço de alta resistência, a capacidade de conformação sob pressão, principalmente a capacidade de conformação local, é determinada pela forma da estrutura metalográfica da chapa de aço e pela facilidade de formação de inclusões, tais como precipitados e similares, ali contidos. Além disso, foi descoberto que a capacidade de conformação local pode ser melhorada por: conter C, Si, Mn, P, S, N, Al e Ti; entre esses componentes, S, Ti e N que agem como fatores dominantes na formação de inclusões do tipo sulfeto satisfazendo uma certa expressão relacional; e também regulando não só a faixa do teor de um componente individual, tal como C mas também a relação entre a estrutura vantajosa para a conformação local e componentes plurais incluindo C funcionando como os índices de temperabilidade.

Na produção de uma chapa de aço de alta resistência com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração, um meio de utilizar uma estrutura endurecida de martensita, bainita ou similar é geralmente adotado. Por exemplo, é amplamente conhecido que, no caso de uma chapa de aço com estrutura complexa de fase dual (chapa de aço com fase dual) excelente em ductilidade, um grande número de deslocamentos móveis são introduzidos na vizinhança da interface entre uma fase ferrita macia e uma fase martensita dura formada pelo resfriamento e assim um grande alongamento é obtido. Entretanto um problema de tal chapa de aço é que a estrutura é microscopicamente não-uniforme devido à coexistência de uma fase macia e uma fase dura; Como resultado a diferença entre as fases é grande; a interface entre as fases não pode suportar deformação local; e são geradas fraturas. Portanto, para resolver o problema, a uniformização de uma estrutura é eficaz no caso de uma estrutura de uma única fase de martensita. Em particular, uma estrutura de bainita excelente no equilíbrio entre resistência e ductilidade mostra excelente capacidade de trabalho. À

luz dos fatos acima, os presentes inventores descobriram que a facilidade de obtenção de uma estrutura de bainita desejada é fortemente afetada pelo C, pelo Si, e pelo Mn e a capacidade de conformação local é melhorada aqueles elementos e a porcentagem de uma estrutura bainita realmente obtida satisfazem uma certa expressão relacional.

Também, como resultado do estudo de como evitar o aumento da dureza em uma solda, foi descoberto que o aumento na dureza é provocado pela transformação da martensita que ocorre com o resfriamento rápido após o aquecimento local abrupto no momento da soldagem e o aumento da dureza de uma solda é efetivamente suprimido quando C e Si e Mn, todos afetando a temperabilidade, satisfazem a uma certa expressão relacional.

A presente invenção será explicada aqui em detalhes.

Inicialmente, as razões para regular os componentes no aço são explicadas a seguir.

O C é um elemento importante para aumentar a resistência e a temperabilidade de um aço e é essencial para se obter uma estrutura complexa composta de ferrita, martensita, bainita, etc. Em particular, um teor de C de 0,05% ou mais é necessário para assegurar um limite de resistência à tração de 780 MPa ou mais e uma quantidade eficaz de estrutura de bainita vantajosa para a capacidade de conformação local. Por outro lado, se o teor de C aumenta, não apenas a estrutura bainita é difícil de se obter, um tipo de carboneto de ferro tal como cementita é provável de se tornar grosseiro, e como resultado a capacidade de conformação local se deteriora mas também a dureza aumenta conspicuamente após a soldagem e uma soldagem ineficiente é provocada. Por essas razões, o limite superior do teor de C é ajustado para 0,09%.

O Si é um elemento favorável para aumentar a resistência sem que a capacidade de trabalho de um aço seja deteriorada. Entre-

tanto, quando um teor de Si for menor que 0,4%, não apenas é provável que se forme uma estrutura perlita prejudicial à capacidade de conformação local mas também uma diferença de dureza entre as estruturas formadas aumenta devido à diminuição da capacidade de fortalecimento do soluto da ferrita e portanto a capacidade de conformação local se deteriora. Por essas razões, o limite inferior do teor de Si é ajustado para 0,4%. Por outro lado, quando o teor de Si excede 1,3%, a operabilidade da laminação a frio se deteriora devido ao aumento da capacidade de fortalecimento do soluto da ferrita e a operabilidade do tratamento com fosfato se deteriora devido ao óxido formado na superfície de uma chapa de aço. A soldabilidade também se deteriora. Por essas razões, o limite superior do teor de Si é ajustado para 1,3%.

O Mn é um elemento eficaz para aumentar a resistência e a temperabilidade de um aço em garantia de uma estrutura bainita favorável à capacidade de conformação local. Quando o teor de Mn é menor que 2,5%, uma estrutura desejada não é obtida. Portanto, o limite inferior do teor de Mn é ajustado para 2,5%. Por outro lado, quando o teor de Mn excede 3,2%, a capacidade de trabalho do aço base e também sua soldabilidade se deterioram. Por esta razão, o limite superior do teor de Mn é ajustado para 3,2%.

Um teor de P de menos de 0,001% provoca um aumento no custo de desfosforação e portanto o limite inferior do teor de P é ajustado em 0,001%. Por outro lado, quando o teor de P excede 0,05%, a segregação da solidificação ocorre consideravelmente durante o lingotamento e assim a geração de fraturas internas e é provocada a deterioração da capacidade de trabalho. Além disso, é provocada também a fragilização da solda. Por essas razões, o limite superior do teor de P é ajustado para 0,05%.

O S é um elemento extremamente prejudicial à capacidade de conformação local uma vez que permanece como inclusões do tipo

sulfeto tais como MnS. Em particular, o efeito do S cresce à medida que a resistência do aço base aumenta. Portanto, quando o limite de resistência à tração for de 780 MPa ou maior, o S deve ser suprimido até 0,004% ou menos. Entretanto, quando o Ti é adicionado, o efeito do S é suavizado até certo ponto uma vez que o Ti se precipita como sulfeto do tipo de Ti. Portanto, na presente invenção, o limite superior do teor de S pode ser regulado pela expressão relacional (A) a seguir contendo Ti e N:

$$S \leq 0,08 \times (\text{Ti}(\%) - 3,43 \times \text{N}(\%)) + 0,004 \quad (\text{A}),$$

onde, quando o valor do membro $\text{Ti}(\%) - 3,43 \times \text{N}(\%)$ da expressão (A) é negativo, o valor é considerado como zero.

O Al é um elemento necessário para a desoxidação do aço. Quando o teor de Al é menor que 0,005%, a desoxidação é insuficiente, permanecem bolhas no aço e assim são gerados defeitos como furos. Portanto, o limite inferior do teor de Al é ajustado em 0,005%. Por outro lado, quando o teor excede 0,1%, aumentam as inclusões tais como alumina e a capacidade de trabalho do aço base se deteriora. Portanto o limite superior do teor de Al é ajustado para 0,1%.

Em relação ao N, um teor de N de menos de 0,0005% provoca um aumento nos custos de refino do aço. Portanto, o limite inferior do teor de N é ajustado para 0,0005%. Por outro lado, quando o teor de N excede 0,006%, a capacidade de trabalho do aço base se deteriora, é provável que se forme TiN bruto com o N combinando-se com o Ti, e assim a capacidade de conformação local se deteriora. Adicionalmente, o Ti necessário para a formação de sulfetos do tipo Ti dificilmente permanece e isto é desvantajoso para o alívio do limite superior do teor de S proposto na presente invenção. Portanto, o limite superior do teor de N é ajustado para 0,006%.

O Ti é um elemento eficaz para a formação de sulfetos do tipo Ti que afetam relativamente levemente a capacidade de confor-

mação local e diminui o MnS prejudicial. Adicionalmente, Ti tem o efeito de suprimir o embrutecimento da estruturas metálica da solda e fazendo com que sua fragilização dificilmente ocorra. Uma vez que um teor de Ti de menos de 0,001% é insuficiente para mostrar aqueles efeitos, o limite inferior do teor de Ti é ajustado em 0,001%. Em contraste, quando o Ti é adicionado excessivamente, não apenas o TiN embrutecido em forma de quadrado aumenta e assim a capacidade de conformação local se deteriora, mas também é formado um carboneto estável, assim a concentração de C na austenita diminui durante a produção do aço base, assim uma estrutura endurecida desejada não é obtida, e portanto o limite de resistência à tração é dificilmente assegurado. Por essas razões, o limite superior do teor de Ti é ajustado em 0,045%.

O Nb é um elemento eficaz para a formação de carbonetos finos que suprimem o amolecimento da zona de soldagem afetada pelo calor e pode ser adicionado. Entretanto, quando o teor de Nb é menor que 0,001%, o efeito de supressão da zona de soldagem afetada pelo calor não é suficientemente obtido. Portanto, o limite inferior do teor de Nb é ajustado para 0,001%. Por outro lado, quando o Nb é adicionado excessivamente, a capacidade de trabalho do aço base se deteriora pelo aumento de carbonetos. Portanto, o limite superior do teor de Nb é ajustado para 0,04%.

O B é um elemento que tem o efeito de melhorar a temperabilidade de um aço e de suprimir a difusão do C em uma zona de soldagem afetada pelo calor e assim o seu amolecimento pela interação com o C e pode ser adicionado. Uma quantidade de adição de B de 0,0002% ou mais é necessária para mostrar o efeito. Por outro lado, quando B é adicionado excessivamente, não apenas a capacidade de trabalho do aço base se deteriora mas também a fragilidade e a deterioração da capacidade de trabalho a quente do aço são provoca-

das. Por essas razões, o limite superior do teor de B pe ajustado para 0,0015%.

O Mo é um elemento que facilita a formação de uma estrutura de bainita desejada. Além disso, o Mo tem o efeito de suprimir o amolecimento da zona de soldagem afetada pelo calor e é estimado que o efeito cresce também pela coexistência com o Nb ou similares. Portanto, o Mo é um elemento benéfico à melhoria da qualidade de uma solda e deve ser adicionado. Entretanto, a adição de uma quantidade de Mo de menos de 0,05% é insuficiente para apresentar os efeitos e portanto o seu limite inferior é ajustado em 0,05%. Em contraste, mesmo quando o Mo é adicionado excessivamente, os efeitos são saturados e isso provoca uma desvantagem econômica. Portanto, o limite superior do teor de Mo é ajustado em 0,50%.

O Ca tem o efeito de melhorar a capacidade de conformação local de um aço base pelo controle da forma (esferóide) das inclusões do tipo sulfeto e pode ser adicionado. Entretanto, uma adição de uma quantidade de Ca de menos de 0,0003% é insuficiente para apresentar esse efeito. Portanto, o limite inferior do teor de Ca é ajustado para 0,0003%. Por outro lado, mesmo quando o Ca é adicionado excessivamente, não apenas o efeito é saturado mas também um efeito adverso (a deterioração da capacidade de conformação local) cresce pelo aumento de inclusões. Portanto, o limite superior do teor de Ca é ajustado em 0,01%. É desejável que o teor de Ca seja de 0,0007% ou mais para um melhor efeito.

O Mg, quando é adicionado, forma óxido pela combinação com o oxigênio e é estimado que o MgO assim formado ou os óxidos complexos de Al_2O_3 , SiO_2 , MnO , Ti_2O_3 , etc. contendo MgO se precipitam muito finamente. Embora não seja suficientemente confirmado, é estimado que o tamanho de cada precipitado é pequeno e portanto estatisticamente os precipitados são distribuídos no estado de disper-

são uniforme. É também estimado, embora não seja óbvio, que tal óxido disperso finamente e uniformemente no aço forma vazios finos em um plano de perfuração ou um plano de corte dos quais são originadas fraturas durante a perfuração ou o corte, suprime a concentração de pressão durante o subsequente trabalho de rebarbação ou trabalho de estiramento de bordas, e por agir assim tem o efeito de evitar que os vazios finos cresçam para fraturas brutas. Portanto, o Mg pode ser adicionado para melhorar a capacidade de expansão do furo a capacidade de conformação das bordas estiradas. Entretanto, uma adição de uma quantidade de Mg de menos de 0,0002% é insuficiente para apresentar os efeitos e portanto o seu limite inferior é ajustado para 0,0002%. Por outro lado, quando a adição de uma quantidade de Mg exceder 0,01%, não apenas o efeito de melhoria na proporção da quantidade de adição não é mais obtida mas também a limpeza do aço é deteriorada e a capacidade de expansão do furo e a capacidade de conformação das bordas alongadas são deterioradas. Por essas razões, o limite superior do teor de Mg é ajustado para 0,01%.

Imagina-se que os metais de terras raras (REM) são elementos que têm o mesmo efeito que o Mg. Embora, isto não seja suficientemente confirmado, é estimado que os REM são elementos dos quais se pode esperar que melhorem a capacidade de expansão dos furos e a capacidade de conformação das bordas alongadas pelo efeito da supressão das fraturas devido à formação de óxido fino e assim as REM podem ser adicionadas. Entretanto, quando o teor de REM é menor que 0,0002%, os efeitos são insuficientes e portanto o seu limite inferior é ajustado em 0,0002%. Por outro lado, quando a quantidade de adição de REM excede 0,01%, não apenas o efeito de melhoria em proporção à quantidade de adição não é mais obtido mas também a limpeza do aço é deteriorada e a capacidade de expansão do furo e a capacidade de conformação da borda alongada são deterioradas.

Por essas razões, o limite superior do teor de REM é ajustado para 0,01%.

O Cu é um elemento eficaz para melhorar a resistência à corrosão e a resistência à fadiga do aço base e pode ser adicionado se desejado. Entretanto, quando a adição de uma quantidade de cobre for menor que 0,2%, os efeitos de melhoria da resistência à corrosão e de resistência à fadiga não são suficientemente obtidos e, portanto, o seu limite inferior é ajustado para 0,2%. Por outro lado, uma adição excessiva de Cu faz com que os efeitos sejam saturados e provocam um custo para aumentar e portanto o seu limite superior é ajustado para 2,0%.

Em um aço com Cu adicionado, defeitos de superfície, chamados de cicatriz de Cu, provocadas por falta de calor se formam durante a laminação a quente. A adição de Ni é eficaz na prevenção das cicatrizes de Cu e a adição de uma quantidade de Ni é ajustada em 0,05% ou mais no caso de adição de Cu. Por outro lado, uma adição excessiva de Ni faz com que o efeito seja saturado e provoca um custo para aumentar. Portanto, o limite superior do teor de Ni é de 2,0%. Aqui, o efeito da adição de Ni aparece na proporção da adição de uma quantidade de Cu e portanto é desejável que a adição da quantidade de Ni esteja na faixa de 0,25 a 0,60 em termos de razão Ni/Cu em peso.

Os presentes inventores, em relação a chapas de aço laminadas a frio com alta resistência tendo vários componentes químicos, realizaram os testes da expansão de furo cujos resultados foram considerados como um índice típico da capacidade de conformação local, e investigaram a relação entre a expressão (A) que regulou o limite superior do teor de S e o teor de S. Os resultados estão mostrados na figura 1. Uma excelente capacidade de conformação local é obtida quando o teor de S está na faixa regulada pela expressão (A). Na figu-

ra 1, O representa a razão de expansão do furo de mais de 60%, e x representa a razão de expansão do furo de menos de 60%. É entendido da figura que quando as quantidades de adição de S, Ti e N estão nas faixas reguladas pela presente invenção, a razão de expansão do furo é de 60% ou mais e a capacidade de conformação local é excelente.

O fato acima: mostra que o limite superior do teor de S é aliviado até certo ponto pela formação de sulfetos do tipo Ti para suprimir a influência do MnS que atrapalha a capacidade de conformação local; é uma proposta diferente do método proposto até aqui onde a capacidade de conformação local é melhorada simplesmente pela diminuição da quantidade de S; e é razoável também do ponto de vista de aliviar o aumento do custo devido ao aumento do custo de dessulfuração.

Além disso, na presente invenção uma porcentagem da área de uma estrutura bainita e as quantidades de C, Si e Mn devem satisfazer a expressão relacional (C) a seguir:

$$\text{Mn eq.} = \text{Mn}(\%) - 0,29 \times \text{Si}(\%) + 6,24 \times \text{C}(\%) \quad \dots \quad (\text{B})$$

$$950 \leq (\text{Mn eq.} / (\text{C}(\%) - (\text{Si}(\%) / 75))) \times \text{porcentagem de área de bainita} \quad \dots \quad (\text{C}).$$

Os presente inventores investigaram a relação entre o valor do membro do lado direito da expressão relacional (C) acima e a razão de expansão do furo funcionando como índice de capacidade de conformação local através das experiências acima mencionadas. Os resultados estão mostrados na figura 2. Na figura 2, O representa a razão de expansão de furo de mais de 60%, e x representa a razão de expansão de furo de menos de 60%. Pode ser entendido da figura que, quando o estado de uma microestrutura formada e as quantidades de C, Si e Mn satisfazem a expressão relacional, a razão de expansão do furo é de 60% ou mais e a capacidade de conformação lo-

cal e excelente.

O fato acima mostra que, quando o valor relativo não somente à quantidade de estrutura de bainita vantajosa para a capacidade de conformação local mas também aos elementos de endurecimento, tais como C, Si e Mn, que tanto influenciam na formação da estrutura é menor que o valor do membro do lado esquerdo, uma capacidade de conformação local suficiente não é obtida.

Nesse íterim, na presente invenção, as quantidades de C, Si e Mn devem também satisfazer a seguinte expressão relacional (D):

$$C(\%) + (Si(\%)/20) + (Mn(\%)/18) \leq 0,30 \dots (D).$$

Os presentes inventores investigaram a relação entre o valor obtido pela expressão (D) acima e a dureza máxima de uma solda na solda por pontos e a forma da fratura no ensaio de tração da solda através das experiências anteriormente mencionadas. Os resultados estão mostrados na figura 3. O eixo horizontal representa o valor computado do membro do lado esquerdo da expressão (D) e o eixo vertical representa a razão da dureza máxima de uma solda em uma soldagem por pontos para a dureza do aço base (razão solda-dureza do aço base K), cada dureza sendo medida em termos de dureza Vickers (carga: 100 gf) a uma porção a um quarto da espessura da chapa na superfície de uma seção. Na figura 3, O representa a razão solda-dureza do aço base K de menos de 1,47, e x representa razão solda-dureza do aço base K de menos de 1,47. É entendido da figura que, quando as quantidades de adição de C, Si e Mn estão na faixa regulada pela presente invenção, a dureza aumentada da solda é suprimida até não mais que 1,47 vezes a dureza do aço base. Enquanto que a fratura ocorreu em uma pepita de solda quando a razão excedeu 1,47, a fratura ocorreu fora da pepita de solda e assim a soldabilidade foi boa quando a razão foi de não mais de 1,47.

A expressão (D) anteriormente mencionada estipula uma

faixa de componentes na qual a dureza da martensita formada através do resfriamento brusco durante o aquecimento e o rápido resfriamento de uma solda é suprimida.

Além disso, componentes auxiliares, tais como Cr, V, etc. inevitavelmente incluídos em uma chapa de aço não são absolutamente prejudiciais às propriedades de um aço conforme a presente invenção. Entretanto, uma adição excessiva dos componentes pode fazer com que a temperatura de recristalização aumente, a operabilidade da laminação se deteriore, e também a capacidade de trabalho do aço base se deteriore. Por esta razão, em relação àqueles componentes auxiliares, é desejável regular-se o Cr para 0,1% ou menos e o V para 0,01% ou menos.

Um método para a produção de uma chapa de aço laminada a frio de alta resistência e uma chapa de aço de alta resistência com superfície tratada conforme a presente invenção pode ser adequadamente selecionado em consideração da aplicação e das propriedades necessárias.

Na presente invenção, os componentes anteriormente mencionados constituem a base de um aço conforme a presente invenção. Quando uma porcentagem da área de bainita é menor que 7% em uma microestrutura do aço base, a capacidade de conformação local dificilmente melhora. Portanto, o limite inferior da porcentagem de área de bainita é ajustado para 7%. Uma porcentagem de área de bainita preferível é de 25% ou mais. O limite superior da porcentagem da área de bainita não é particularmente ajustado. Entretanto, quando excede 90%, a ductilidade do aço base é deteriorada pelo aumento da fase dura e a pressão aplicada às peças é grandemente limitada. Portanto, o limite superior preferível de uma porcentagem de área de bainita é ajustado para 90%. Nesse meio tempo, a influência de outra microestrutura na capacidade de trabalho de um aço base deve ser leva-

da em consideração e, para garantir um equilíbrio entre a capacidade de trabalho e ductibilidade, a porcentagem preferida de área de ferrita é de 4% ou mais.

Um aço ajustado de forma a conter os componentes anteriormente mencionados é processado pelo método a seguir, por exemplo, e chapas de aço são produzidas. Inicialmente, um aço é fundido e refinado em um conversor e lingotado em placas através de um processo de lingotamento contínuo. As placas resultantes são inseridas em um forno de reaquecimento no estado de alta temperatura ou após elas serem resfriadas até a temperatura ambiente, aquecido na faixa de temperatura de 1.150°C a 1.250°C, posteriormente submetido à laminação de acabamento na faixa de temperatura de 800°C a 950°C, e bobinado a uma temperatura de 700°C ou menor, e como resultado chapas de aço laminadas a quente são produzidas. Quando a temperatura de acabamento é menor que 800°C, os grãos de cristal estão no estado de grãos misturados e assim a capacidade de trabalho do aço base é deteriorada. Por outro lado, quando a temperatura de acabamento excede 950°C, grãos embrutecidos de austenita e assim uma microestrutura desejada é dificilmente obtida. Uma temperatura de bobinamento de 700°C ou menor é aceitável. Entretanto, a uma baixa temperatura, a formação de uma estrutura perlita tende a ser suprimida e uma microestrutura estipulada na presente invenção tende a ser obtível. Portanto, uma temperatura de bobinamento preferível é de 600°C ou menos.

Subseqüentemente, as chapas de aço laminadas a quente são submetidas à decapagem, à laminação a frio e posteriormente ao recozimento, e resultantemente são produzidas as chapas de aço laminadas a frio. Embora a razão de redução de laminação a frio não seja particularmente estipulada, a sua faixa industrialmente preferível é de 20 a 80%. A temperatura de recozimento é importante para assegu-

rar a resistência prescrita e a capacidade de trabalho de uma chapa de aço de alta resistência e a sua faixa preferível é de 700°C a menos de 900°C. Quando a temperatura de recozimento é menor que 700°C, a recristalização ocorre insuficientemente e uma capacidade de trabalho estável do próprio aço base dificilmente é obtida. Por outro lado, quando a temperatura de recozimento é de 900°C ou maior, os grãos de austenita se embrutecem, e a microestrutura desejada dificilmente é obtida. Além disso, um processo de recozimento contínuo é preferível para se obter uma microestrutura estipulada na presente invenção. No caso de uma chapa de aço de alta resistência com superfície tratada, é aplicada a eletrogalvanização à chapa de aço laminada a frio produzida através dos processos acima, sob a condição onde a chapa de aço não é aquecida a 200°C ou mais.

Por exemplo, no caso de aplicar-se uma eletrogalvanização, uma quantidade de revestimento de 3 mg/m² a 80 g/m² é aplicada à superfície da chapa de aço. Quando uma quantidade de revestimento é menor que 3 mg/m², a função de prevenção contra a ferrugem do revestimento é insuficiente e assim o objetivo da galvanização não é preenchido. Por outro lado, quando a quantidade de revestimento excede 80 g/m², a eficiência econômica é prejudicada e defeitos tais como bolhas de gás tendem a ocorrer consideravelmente no momento da soldagem. Por essas razões, a faixa preferível da quantidade de revestimento é a faixa anteriormente mencionada.

Além disso, mesmo no caso de aplicação de uma película orgânica ou inorgânica à superfície de uma chapa de aço laminada a frio ou a uma camada eletrogalvanizada, os efeitos da presente invenção não são prejudicados. Note que, também nesse caso, a temperatura da chapa de aço não deve exceder 200°C.

Dessa forma, são obtidas uma chapa de aço laminada a frio de alta resistência e uma chapa de aço de alta resistência com super-

fície tratada com 780 MPa ou mais em limite de resistência à tração, as chapas de aço tendo uma excelente capacidade de conformação local e o aumento de dureza da solda suprimido.

Exemplos

Os aços contendo componentes químicos mostrados na tabela 1 foram fundidos e refinados em um conversor e lingotados em placas através de um processo de lingotamento contínuo. Posteriormente as placas resultantes foram aquecidas até 1.200°C até 1.240°C, então submetidas à laminação a quente a uma temperatura de acabamento na faixa de 880°C a 920°C (espessura da chapa: 2,3 mm) e resfriadas até uma temperatura de 550°C ou menos. Subseqüentemente as chapas de aço laminadas a quente resultantes foram submetidas à laminação a frio (espessura da chapa: 1,2 mm), aquecidas adequadamente até uma temperatura prescrita na faixa de 750°C a 880°C em um processo de recozimento contínuo, posteriormente submetidas adequadamente a resfriamento lento até uma temperatura prescrita na faixa de 700°C a 550°C, e subseqüentemente ainda resfriada.

As chapas de aço laminadas a frio de alta resistência produzidas através das experiências anteriormente mencionadas foram submetidas a ensaios de tração na direção da laminação e na direção perpendicular à direção de laminação usando-se espécimes de teste JIS nº 5. Posteriormente as razões de expansão dos furos foram medidas de acordo com o método de teste de expansão de furo estipulado na Japan Iron and Steel Federation Standards. Foram também medidas as porcentagens de área de bainita nas seções na direção da laminação das chapas de aço através dos processos de: submeter as seções ao acabamento espelhado; submetê-las ao tratamento de corrosão para separação dos entalhes γ retidos (Nippon Steel Corporation, Haze: CAMP-ISIJ, vol. 6 (1993), p. 1.698); observar as microes-

truturas sob uma ampliação de 1.000 x com um microscópio ótico; e aplicar o processamento de imagem. A porcentagem de área de bainita foi definida como a média dos valores observados em dez campos visuais em consideração da dispersão.

Além disso, em relação àquelas chapas de aço de alta resistência, foi aplicada a solda por pontos a chapas de aço de alta resistência do mesmo tipo e as soldas foram avaliadas. Uma soldagem por pontos foi conduzida sob as condições de não formação de pingos de solda usando-se um cavaco do tipo abóbada com 6 mm de diâmetro sob uma pressão de carga de 400 kg e um diâmetro de pepita de mais de quatro vezes a raiz quadrada da espessura da chapa. A solda foi avaliada por um teste de tensão de cisalhamento.

Em relação ao aumento da dureza na solda, a dureza foi medida com um medidor de dureza Vickers (carga de medição: 100 gf) a intervalos de 0,1 mm a uma parte a um quarto da espessura da chapa na superfície de uma seção contendo a solda, a razão de dureza máxima da solda para a dureza do aço base foi medida, e assim a profundidade da solda foi avaliada. Os resultados estão mostrados na tabela 2.

Pode ser entendido da tabela que os aços da invenção são excelentes em capacidade de conformação local e supressão do aumento da dureza da solda em comparação com os aços comparativos.

Tabela 1

código do aço	componentes químicos do aço								Expressão A	Expressão B	Expressão D	notas	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti					outros componentes químicos
A	0,06	0,44	2,6	0,011	0,0050	0,042	0,002	0,025	-	0,0054	2,89	0,23	ago da invenção
B	0,05	1,25	2,9	0,015	0,0052	0,035	0,006	0,039	-	0,0056	2,81	0,27	ago da invenção
C	0,07	0,91	3,1	0,014	0,0005	0,042	0,005	0,006	-	0,0040	3,24	0,29	ago da invenção
D	0,09	0,47	2,6	0,010	0,0024	0,037	0,003	0,001	-	0,0040	3,01	0,25	ago da invenção
E	0,05	1,16	2,9	0,009	0,0049	0,028	0,004	0,029	-	0,0051	2,86	0,27	ago da invenção
F	0,06	0,51	2,7	0,007	0,0037	0,036	0,005	0,018	-	0,0040	2,90	0,24	ago da invenção
G	0,06	0,55	2,9	0,007	0,0028	0,057	0,002	0,038	-	0,0640	3,11	0,28	ago da invenção
H	0,09	0,43	3,1	0,008	0,0027	0,029	0,002	0,003	-	0,0040	3,49	0,29	ago da invenção
I	0,09	0,60	3,1	0,012	0,0028	0,094	0,004	0,041	-	0,0062	3,49	0,29	ago da invenção
J	0,08	0,56	2,6	0,022	0,0059	0,038	0,002	0,039	-	0,0065	3,00	0,26	ago da invenção
K	0,05	1,14	2,7	0,047	0,0018	0,034	0,002	0,015	-	0,0046	2,68	0,26	ago da invenção
L	0,05	1,09	3,0	0,012	0,0027	0,044	0,004	0,015	B:0,0007	0,0042	2,97	0,27	ago da invenção

Continuação

M	0,09	0,45	2,7	0,011	0,0032	0,037	0,003	0,004	Nb: 0,012	0,0040	3,06	0,26	aço da invenção
N	0,08	0,72	2,7	0,010	0,0033	0,045	0,003	0,009	Mo:0,201	0,0040	2,93	0,26	aço da invenção
O	0,07	0,77	2,8	0,008	0,0012	0,047	0,002	0,006	Ca: 0,0012 REM: 0,0028	0,0040	2,93	0,26	aço da invenção
P	0,08	0,57	2,8	0,009	0,0032	0,041	0,005	0,001	Mg: 0,0022	0,0040	3,16	0,26	aço da invenção
Q	0,09	0,40	2,6	0,015	0,0033	0,035	0,003	0,005	Cu: 0,46 Ni: 0,24	0,0040	3,04	0,25	aço da invenção

*1) Os números nas caixas sombreadas estão fora das faixas estipuladas na presente invenção.

Tabela 1 (continuação)

código do aço	componentes químicos do aço										Expressão A	Expressão B	Expressão D	notas
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	outros compo- nentes químicos					
a	0,14	0,58	2,7	0,015	0,0033	0,035	0,003	0,005	-	0,0040	3,41	0,32	Aço compa- rativo	
b	0,07	0,22	2,7	0,012	0,0028	0,030	0,001	0,047	-	0,0074	3,10	0,24	Aço compa- rativo	
c	0,09	1,45	2,7	0,015	0,0032	0,040	0,004	0,001	-	0,0040	2,84	0,31	Aço compa- rativo	
d	0,04	0,38	2,6	0,015	0,0019	0,038	0,006	0,006	-	0,0040	2,77	0,21	Aço compa- rativo	
e	0,07	0,85	2,6	0,008	0,0049	0,039	0,002	0,008	-	0,0040	2,71	0,25	Aço compa- rativo	
f	0,11	0,85	3,2	0,008	0,0033	0,036	0,004	0,009	-	0,0040	3,62	0,33	Aço compa- rativo	
g	0,08	0,51	2,8	0,009	0,0029	0,042	0,004	0,049	-	0,0069	3,15	0,26	Aço compa- rativo	
h	0,8	0,77	2,6	0,009	0,0072	0,042	0,002	0,033	-	0,0062	2,89	0,26	Aço compa- rativo	

*1) Os números nas caixas sombreadas estão fora das faixas estipuladas na presente invenção.

Tabela 2

Código do aço	Bai nita (%)	Expressão A	Expressão B	Expressão D	Expressão C	Resistência à tração (MPa)	Ra zão de expan são de furo λ (%)	Julgamento da capacidade de conformação local: $\lambda \geq 60\%$	Dureza do aço base (Hv0 .1)	Dureza máxima da solda (Hv0 .1)	Razão de dureza solda aço base K (K = dureza máxima da solda / dureza do aço base)	Julgamento da capacidade de soldagem: $K \leq 1,47$	Forma da fratura da solda por pontos	Notas
A	39	0,0054	2,89	0,23	2007	962	72	O	289	372	1,29	O	Pepita externa	aço da invenção
B	73	0,0056	2,81	0,27	5810	954	92	O	279	361	1,29	O	Pepita externa	aço da invenção
C	76	0,0040	3,24	0,29	4182	1017	110	O	301	404	1,34	O	Pepita externa	aço da invenção
D	31	0,0040	3,01	0,25	1187	1088	72	O	349	418	1,20	O	Pepita externa	aço da invenção

E	40	0,0051	2,86	0,27	3053	995	79	O	311	358	1,15	O	Pepila exter- na	ação da inven- ção
F	37	0,0040	2,90	0,24	1943	1054	78	O	340	395	1,16	O	Pepila exter- na	ação da inven- ção
G	41	0,0064	3,11	0,25	2331	1077	80	O	355	403	1,14	O	Pepila exter- na	ação da inven- ção
H	35	0,0040	3,49	0,28	1487	1124	77	O	358	426	1,19	O	Pepila exter- na	ação da inven- ção
I	39	0,0062	3,49	0,29	1699	941	78	O	299	429	1,43	O	Pepila exter- na	ação da inven- ção
J	29	0,0065	3,00	0,26	1137	942	64	O	325	409	1,26	O	Pepila exter- na	ação da inven- ção
K	64	0,0046	2,68	0,26	4668	824	109	O	292	354	1,21	O	Pepila exter- na	ação da inven- ção
L	58	0,0042	2,97	0,27	4366	1005	89	O	314	386	1,23	O	Pepila exter- na	ação da inven- ção

M	33	0,0040	3,06	0,26	1278	993	69	O	307	413	1,35	O	Pepila exter- na	aço da inven- ção
N	30	0,0040	2,93	0,26	1305	1005	81	O	317	400	1,26	O	Pepila exter- na	aço da inven- ção
O	47	0,0040	2,93	0,26	2518	1065	84	O	339	399	1,18	O	Pepila exter- na	aço da inven- ção
P	31	0,0040	3,16	0,26	1409	1086	81	O	345	417	1,21	O	Pepila exter- na	aço da inven- ção
Q	31	0,0040	3,04	0,25	1169	912	70	O	317	415	1,31	O	Pepila exter- na	aço da inven- ção

*1) Os números nas caixas sombreadas estão fora das faixas estipuladas na presente invenção.

*2) Julgamento da capacidade de conformação local: a razão de expansão do furo $\lambda \geq 60\%$ é expressa pela marca O (boa).

*3) Julgamento da capacidade de soldagem: o caso onde a razão solda-dureza do aço base K (= dureza máxima da solda/dureza do aço base) é 1,47 ou menos é expresso pela marca O (bom).

Tabela 2 (continuação)

Código do aço	Bal- nita (%)	Expres- pres- são A	Expres- pres- são B	Expres- pres- são D	Expres- pres- são C	Resis- tência à tra- ção (MPa)	Razão de expan- são de furo λ (%)	Julga- mento da ca- pacida- de de confor- mação local: λ $\geq 60\%$	Du- reza do aço base (Hv0 .1)	Du- reza de má- xima de sol- da (Hv0 .1)	Razão de du- reza solda- aço ba- se K (K = dure- za má- xima da sol- da/dure- za do aço ba- se)	Julga- mento da ca- pacidade de sol- dagem: K $\leq$ 1,47	For- ma da fratu- ra da solda por por- tos	Notas
a	20	0,0040	3,41	0,32	501	1206	28	X	335	498	1,49	X	Pepita inter- na	Aço com- para- tivo
b	17	0,0074	3,10	0,24	741	999	57	X	320	385	1,20	O	Pepita exter- na	Aço com- para- tivo
c	18	0,0040	2,84	0,31	756	964	43	X	278	429	1,54	X	Pepita inter- na	Aço com- para- tivo

d	6	0,0040	2,77	0,21	428	694	88	O	242	305	1,26	O	Pepita exter- na	Aço com- para- tivo
e	15	0,0040	2,71	0,25	757	1025	40	X	331	376	1,14	O	Pepita exter- na	Aço com- para- tivo
f	13	0,0040	3,62	0,33	477	1109	24	X	324	478	1,48	X	Pepita inter- na	Aço com- para- tivo
g	47	0,0069	3,15	0,26	1915	1101	41	X	356	407	1,14	O	Pepita exter- na	Aço com- para- tivo
h	34	0,0062	2,89	0,26	1429	997	41	X	314	380	1,21	O	Pepita exter- na	Aço com- para- tivo

*1) Os números nas caixas sombreadas estão fora das faixas estipuladas na presente invenção.

*2) julgamento da capacidade de conformação local: a razão de expansão do furo $\lambda \geq 60\%$ é expressa pela marca O (boa).

*3) julgamento da capacidade de soldagem: o caso onde a razão solda-dureza do aço base K (= dureza máxima da solda/dureza do aço base) é 1,47 ou menos é expresso pela marca O (bom).

Aplicabilidade Industrial

A presente invenção torna possível fornecer uma chapa de aço laminada a frio de alta resistência e uma chapa de aço de alta resistência com superfície tratada com 780 MPa ou mais de limite de resistência à tração, as chapas de aço tendo excelente capacidade de conformação local e o aumento da dureza da solda suprimido.

REIVINDICAÇÕES

1. Chapa de aço laminada a frio de alta resistência com resistência à tração de 780 MPa ou mais, a dita chapa de aço tendo excelente capacidade de conformação local, 60% ou mais de capacidade de expansão de furo e aumento suprimido na dureza da solda, caracterizada por consistir em, em peso:

C:	0,05 a 0,09%,
Si:	0,4 a 1,3%,
Mn:	2,5 a 3,2%,
P:	0,001 a 0,05%,
N:	0,0005 a 0,004%
Al:	0,005 a 0,1%,
Ti:	0,001 a 0,045%,

e um ou mais de:

Nb:	0,001 a 0,04%,
B:	0,0002 a 0,0015%,
Ca:	0,0003 a 0,01%
REM:	0,0002 a 0,01% e

S na faixa estipulada pela expressão (A) a seguir, com o restante de Fe e inevitáveis impurezas; as microestruturas da dita chapa de aço sendo compostas de bainita de 7% ou mais em termos de porcentagem de área e o restante consistindo em um ou mais entre ferrita, martensita, martensita temperada e austenita retida; e os ditos componentes nas ditas chapas de aço satisfazendo as expressões (C) e (D) a seguir quando Mn eq. é definido pela expressão (B) a seguir;

$$S \leq 0,08 \times (Ti(\%) - 3,43 \times N(\%)) + 0,004 \quad \dots (A),$$

onde, quando o valor do membro $Ti(\%) - 3,43 \times N(\%)$ da dita expressão (A) é negativo, o valor é considerado como zero, e S é precipitado como sulfeto do tipo Ti,

$$Mn \text{ eq.} = Mn(\%) - 0,29 \times Si(\%) + 6,24 \times C(\%) \quad \dots (B),$$

$950 \leq (\text{Mn eq.} / (\text{C}(\%) - (\text{Si}(\%)/75))) \times \text{porcentagem de área de bainita}(\%) \quad \dots (\text{C}),$

$\text{C}(\%) + (\text{Si}(\%)/20) + (\text{Mn}(\%)/18) \leq 0,30 \quad \dots (\text{D}).$

2. Chapa de aço laminada a frio de alta resistência de acordo com a reivindicação 1, caracterizada por ser revestida com zinco ou liga de zinco.

3. Chapa de aço laminada a frio de alta resistência de acordo com a reivindicação 1, caracterizada por Mn estar presente em uma quantidade de 2,6 a 3,2% em peso.

Fig.1

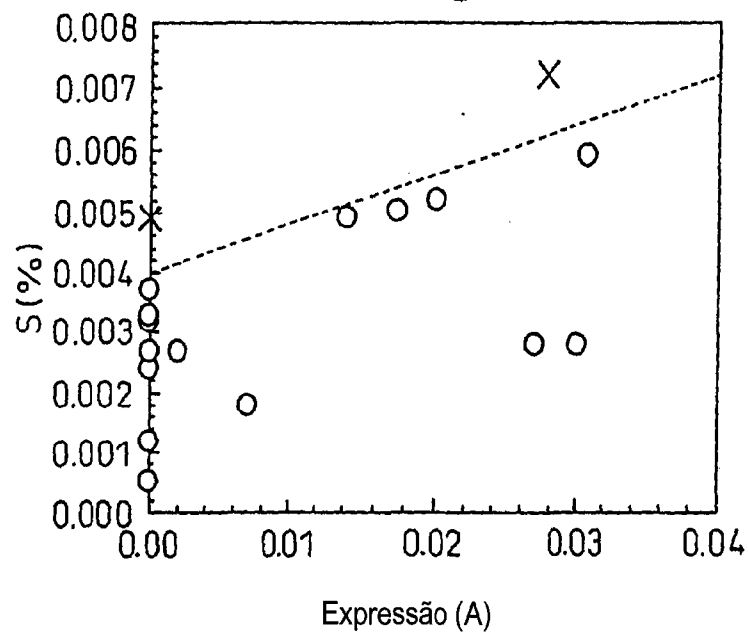


Fig.2

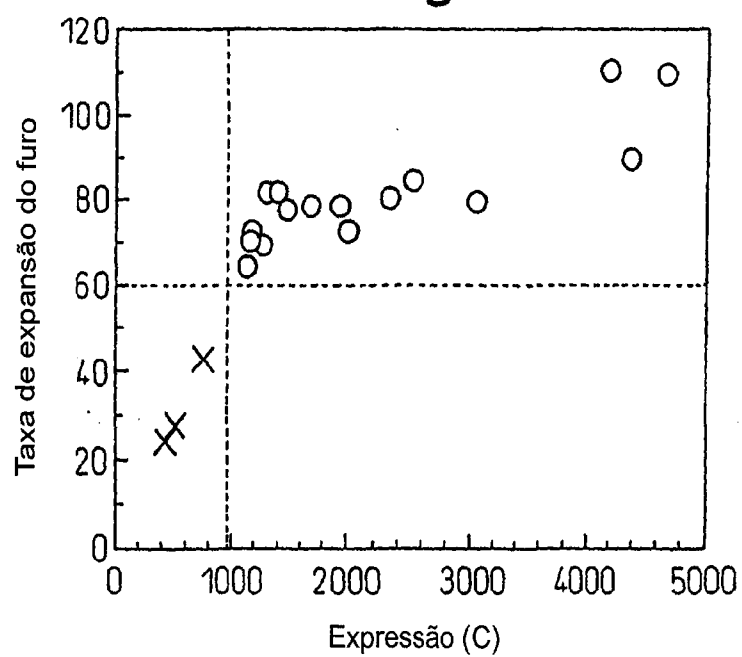


Fig.3

