



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

(11) PI 0905378-6 B1

(22) Data do Depósito: 13/10/2009

(45) Data de Concessão: 27/06/2017



(54) Título: CHAPA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA

(51) Int.Cl.: C22C 38/00; B21B 1/38; B21B 3/00; C21D 8/02; C22C 38/16; C22C 38/58

(30) Prioridade Unionista: 11/11/2008 JP 2008-288859

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

(72) Inventor(es): TATSUYA KUMAGAI; AKIRA USAMI; MASAHARU OKA

Relatório Descritivo da Patente de Invenção para **"CHAPA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA"**.

ANTECEDENTES DA INVENÇÃO

Campo da Invenção

[001] A presente invenção refere-se a uma chapa de aço de alta resistência que é usada como membro estrutural de uma máquina de construção ou de uma máquina industrial, tem excelentes resistência à fratura retardada e soldabilidade, tem alta resistência de um limite de escoamento igual a ou maior que 1300 MPa e uma resistência à tração igual a ou maior que 1400 MPa, e tem uma espessura de chapa igual a ou maior que 4,5 mm e igual a ou menor que 25 mm; e a um método de sua produção.

[002] É reivindicada prioridade do Pedido de patente japonês nº 2008-288859 registrada em 11 de novembro de 2008, cujo teor está aqui incorporado como referência.

Descrição da Técnica Relacionada

[003] Em anos recentes, com a demanda mundial da construção, a produção de máquinas de construção tais como guindastes e veículos de bombear concreto aumentou e, simultaneamente, o tamanho dessas máquinas de construção continuou a aumentar. Para suprimir um aumento no peso devido ao aumento do tamanho da máquina de construção, a demanda por um membro estrutural leve aumentou, de modo que esteja ocorrendo uma mudança para chapa de aço de alta resistência tendo um limite de escoamento da classe de 900 a 1100 MPa. Recentemente, a demanda para uma chapa de aço para membro estrutural tendo um limite de escoamento de 1300 MPa ou maior (e uma resistência à tração de 1400 MPa ou maior) aumentou.

[004] Em geral, quando a resistência à tração aumenta acima de 1200 MPa, há a possibilidade de ocorrência de fratura retardada.

Consequentemente, em particular, uma chapa de aço tendo um limite de escoamento da classe de 1300 MPa (e uma resistência à tração da classe de 1400 MPa) requer uma alta resistência à fratura retardada. Além disso, a chapa de aço que tenha uma alta resistência é desvantajosa em termos de capacidade de uso tal como capacidade de trabalho de dobramento e soldabilidade. Portanto, a chapa de aço requer capacidade de uso que não seja inferior à chapa de aço de alta resistência existente da classe de 1100 MPa.

[005] Como uma técnica relacionada à chapa de aço para membro estrutural tendo um limite de escoamento da classe de 1300 MPa, um método de produção para uma chapa de aço que tenha uma resistência à tração da classe de 1370 a 1960 N/mm² e tenha excelente resistência à fragilização pelo hidrogênio está descrita, por exemplo, no Pedido de patente japonês não examinado, Primeira publicação nº H7-90488. Entretanto, a técnica descrita no Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H7-90488 é relativa a uma chapa de aço laminada a frio tendo uma espessura de 1,8 mm e é admitida em uma alta taxa de resfriamento de 70°C/s ou maior, de forma que a técnica não considera a soldabilidade.

[006] Até agora, como uma técnica para aumentar a resistência à fratura retardada da chapa de alta resistência, era conhecida a técnica de refinar o tamanho do grão. A técnica do Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H11-80903 é um exemplo dessa técnica. Entretanto, no exemplo, para aumentar a resistência à fratura retardada, o tamanho de grão austenítico prévio precisa ser igual a ou menor que 5 µm. Entretanto, não é fácil refinar o tamanho de grão de uma chapa de aço até tal tamanho por um processo de produção normal. A técnica descrita no Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H11-80903 é uma técnica para refinar o tamanho de grão austenítico prévio através de aquecimento

rápido antes do resfriamento. Entretanto, para aquecer rapidamente a chapa de aço, é necessário um equipamento de aquecimento especial, de modo que é difícil implementar a técnica. Além disso, devido ao refino do grão, a capacidade de endurecimento é degradada. Portanto, para garantir a resistência, são necessários elementos de liga adicionais. Consequentemente, um refino excessivo de grão não é preferível em termos de soldabilidade e eficiência econômica.

[007] Para o propósito de resistência ao desgaste, um membro de aço tendo uma alta resistência correspondendo a um limite de escoamento da classe de 1300 MPa foi amplamente usado, e há exemplos de um membro de aço considerando a resistência à fratura retardada. Por exemplo, aços resistentes ao desgaste tendo uma excelente resistência à fratura retardada estão descritos no Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H11-229075 e no Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H1-149921. As resistências à tração dos aços resistentes ao desgaste descritos no Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H11-229075 e no Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H1-149921 estão nas faixas de 1400 a 1500 MPa e 1450 a 1600 MPa, respectivamente. Entretanto, no Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H11-229075 e no Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H1-149921, não há menção de limite de escoamento. Em relação à resistência ao desgaste, a dureza é um fator importante, de modo que a resistência à tração tem um efeito na resistência ao desgaste. Entretanto, uma vez que o limite de escoamento não tem um efeito significativo na resistência ao desgaste, o aço resistente ao desgaste geralmente não considera o limite de escoamento. Portanto, os aços descritos no Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H11-229075 e no

Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H1-149921 são considerados como inadequados como membro estrutural de uma máquina de construção ou de uma máquina industrial.

[008] No Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H9-263876, é fornecido um membro de parafuso de aço de alta resistência que tem um limite de escoamento da classe de 1300 MPa com resistência aumentada à fratura retardada pelo alongamento dos grãos austenítico prévio e um revenimento com aquecimento rápido. Entretanto, o revenimento com aquecimento rápido não pode ser executado facilmente no equipamento de tratamento térmico de chapas existente, de modo que ele não pode ser aplicado facilmente a uma chapa de aço.

[009] Para aumentar a resistência à corrosão atmosférica do aço e suprimir a fratura retardada de parafusos, a técnica de adicionar uma grande quantidade de Ni está descrita no Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº 2001-107139. Entretanto, uma vez que o Ni, que é caro, é adicionado em quantidade igual a ou maior que 2,3% como condição indispensável, a aplicação em uma chapa não é prática, em vista do custo.

[0010] Para melhorar a resistência à fratura retardada pela formação de ferrugem protetora, a técnica de adicionar tanto Cu quanto P está descrita no Pedido de Patente Japonês não examinado, Primeira publicação nº H8-311601. Entretanto, a tenacidade tende a diminuir à medida que a quantidade de P aumenta. Consequentemente, em uma chapa de aço de alta resistência tendo um limite de escoamento da classe de 1300 MPa, uma vez que é difícil garantir o equilíbrio entre resistência e tenacidade, a técnica não pode ser aplicada a uma chapa de aço.

[0011] Conforme descrito acima, a técnica existente não é

suficiente para se obter economicamente uma chapa de aço de alta resistência (aço) para um membro estrutural, que tenha um limite de escoamento de 1300 MPa ou maior, e uma resistência à tração de 1400 MPa ou maior, e tenha resistência à fratura retardada ou capacidade de uso tal como capacidade de trabalho no dobramento e soldabilidade.

SUMÁRIO DA INVENÇÃO

[0012] Um objetivo da presente invenção é fornecer uma chapa de aço de alta resistência para um membro estrutural, que seja usado como membro estrutural de uma máquina de construção ou de uma máquina industrial, tenha excelente resistência à fratura retardada, capacidade de trabalho no dobramento, e soldabilidade, e tenha um limite de escoamento de 1300 MPa ou mais e uma resistência à tração de 1400 MPa ou mais, e um método para sua produção.

[0013] A forma mais econômica para se obter uma alta resistência tal como um limite de escoamento de 1300 MPa ou mais e uma resistência à tração de 1400 MPa ou mais é executar o resfriamento rápido a partir de uma temperatura fixa de modo a transformar a estrutura do aço para martensita. Para obter a estrutura de martensita, são necessárias para o aço uma capacidade de endurecimento adequada e uma taxa de resfriamento adequada. A espessura da chapa de aço usada como membro estrutural de uma máquina de construção ou de uma máquina industrial é geralmente igual a ou menor que 25 mm. Quando a sua espessura é 25 mm, durante o resfriamento brusco por resfriamento a água, a taxa média de resfriamento na porção central da espessura da chapa é geralmente igual a ou maior que 20°C/s. Portanto, a composição do aço precisa ser controlada de forma que o aço apresente uma capacidade de endurecimento suficiente para ter uma estrutura de martensita a uma taxa de resfriamento de 20°C/s ou mais. A estrutura de martensita da

presente invenção é considerada como sendo uma estrutura quase correspondente à martensita total após o resfriamento brusco. Especificamente, a fração (valor de porcentagem) da estrutura de martensita é 90% ou mais, e a fração de estruturas tais como austenita retida, ferrita, e bainita exceto para martensita é de menos de 10%. Quando a fração da estrutura de martensita é baixa, para obter uma resistência predeterminada, são necessários elementos de liga adicionais.

[0014] Para aumentar a capacidade de endurecimento e a resistência, uma grande quantidade de elementos de liga pode ser adicionada. Entretanto, quando a quantidade de elementos de liga é aumentada, a soldabilidade é degradada. O inventor examinou a relação entre o índice de sensibilidade à fratura na solda Pcm e a temperatura de preaquecimento pela condução de um teste de fratura na solda com ranhura em y especificado pela JIS Z 3158 em várias chapas de aço que tinham espessura de 25 mm, números de tamanho de grão austenítico prévio de 7 a 11, limites de escoamento de 1300 MPa ou mais, e resistências à tração de 1400 MPa ou mais. Os resultados do teste estão mostrados na figura. 1. Para reduzir a carga durante a soldagem, é preferível que a temperatura de preaquecimento seja tão baixa quanto possível. Aqui, o objetivo é permitir uma temperatura de aquecimento de prevenção à fratura, isto é, uma temperatura de aquecimento na qual a razão de fratura na raiz é 0, para ser 175°C ou menos quando a espessura da chapa é 25 mm. Na figura. 1, para reduzir a razão de fratura na raiz completamente para zero a uma temperatura de preaquecimento de 175°C, o índice de sensibilidade à fratura na solda Pcm é 0,39% ou menos, e o índice Pcm é usado como um limite superior da quantidade de liga a ser adicionada.

[0015] A fratura na solda é influenciada principalmente pela

temperatura de preaquecimento. A figura 1 mostra a relação entre a fratura na solda e a temperatura de preaquecimento. Conforme descrito acima, para evitar completamente a fratura na raiz a uma temperatura de preaquecimento de 175°C, o índice P_{cm} precisa ser 0,39% ou menos. Para evitar completamente a fratura na raiz a uma temperatura de preaquecimento de 150°C, o índice P_{cm} precisa ser 0,37% ou menos.

[0016] A resistência à fratura retardada de um aço martensítico depende significativamente da resistência. Quando a resistência à tração é maior que 1200 MPa, há a possibilidade de que a fratura retardada possa ocorrer. Além disso, a sensibilidade à fratura retardada aumenta, dependendo da resistência. Como meios para aumentar a resistência à fratura retardada do aço martensítico, há o método de refinar o tamanho de grão austenítico prévio conforme descrito acima. Entretanto, uma vez que a capacidade de endurecimento é degradada com o refino do grão, para garantir a resistência, é necessária uma quantidade maior de elementos de liga. Portanto, em termos de soldabilidade e eficiência econômica, pode ser determinado um limite inferior de tamanho de grão pelo refino do grão. Por exemplo, o tamanho de grão austenítico prévio a seguir pode ser 12 ou menos.

[0017] O inventor investigou vários métodos para melhorar a resistência à fratura retardada de um aço martensítico sem refinar excessivamente o tamanho de grão. Como resultado, o inventor descobriu que a resistência à fratura retardada é efetivamente melhorada quando o teor de hidrogênio absorvido é diminuído. Além disso, foi descoberto que aumentar o teor de Cu e diminuir o teor de P no aço são formas efetivas para diminuir significativamente o teor de hidrogênio absorvido na chapa de aço. O mecanismo no qual o teor de hidrogênio absorvido diminui com a adição de Cu e uma redução do P

não é claro. Entretanto, a resistência à corrosão do aço não varia tanto com um aumento de Cu e uma redução do P. Nesse caso, a correlação entre a resistência à corrosão e a diminuição do teor de hidrogênio absorvido não pode ser vista.

[0018] A avaliação da resistência à fratura retardada foi executada usando-se "teor de hidrogênio difusível crítico" que é o limite superior do teor de hidrogênio no qual o aço não é fraturado em um teste de fratura retardada. Esse método está descrito em Tetsu-to-Hagané, Vol. 83 (1997), pg. 454. Especificamente, vários teores de hidrogênio difusível foram permitidos estarem contidos em amostras através de carga de hidrogênio eletrolítico em espécimes entalhadas (barras redondas) tendo a forma ilustrada na figura 2 e foi executado revestimento na superfície dos espécimes para evitar que o hidrogênio se disperse. Os espécimes foram mantidas no ar enquanto sendo aplicado com uma carga predeterminada, e um tempo até que a fratura retardada que ocorreu fosse medida. O esforço de carga no teste de fratura retardada foi ajustado para ser 0,8 vezes a resistência à tração dos aços. A figura 3 mostra um exemplo de uma relação entre o teor de hidrogênio difusível e o tempo de fratura tomado até que a fratura retardada ocorra. Como a quantidade de hidrogênio difusível contida no cotipo de prova diminui, o tempo até a fratura retardada ocorrer aumenta. Além disso, quando o teor de hidrogênio difusível é igual a ou menor que um valor predeterminado, a fratura retardada não ocorre. Imediatamente após o teste de fratura retardada, o teor de hidrogênio (valor inteiro) do cotipo de prova foi medido usando-se cromatografia gasosa enquanto sendo aquecido a uma taxa de 100°C/h a 400°C. O teor de hidrogênio (valor inteiro) é definido como "teor de hidrogênio difusível". Além disso, o limite do teor de hidrogênio no qual a amostra de prova não é fraturada é definido como "teor de hidrogênio difusível crítico HC".

[0019] Para avaliar o teor de hidrogênio absorvido no aço a partir do ambiente, foi executado um teste de aceleração da corrosão. No teste, a repetição de secagem e molhamento por 30 dias a um ciclo mostrado na figura 4 usando uma solução de 5% em massa de NaCl. Após o teste, o teor de hidrogênio (valor inteiro) absorvido no aço é definido como "teor de hidrogênio difusível absorvido do ambiente HE", o teor de hidrogênio sendo medido usando-se cromatografia gasosa sob a mesma condição de aumento de temperatura usada para medir o teor de hidrogênio difusível.

[0020] Quando o "teor de hidrogênio difusível crítico HC" é suficientemente maior que o "teor de hidrogênio difusível absorvido do ambiente HE", imagina-se que a resistência à fratura retardada é alta. As FIGS. 5 e 6 mostram a influência do teor de Cu no HE e a influência do teor de P no HE, respectivamente. Conforme mostrado na figura 5, o HE diminui com a adição de Cu. Em particular, HE é diminuído significativamente pela adição de mais de 1,0% de Cu. Conforme mostrado na figura 6, o HE tende a aumentar com um aumento do teor de P.

[0021] O inventor investigou em detalhe os efeitos da resistência à tração da chapa de aço e do tamanho de grão austenítico prévio na resistência à fratura retardada do aço martensítico. O tamanho de grão austenítico prévio foi avaliado por um número de tamanho de grão austenítico prévio. A figura 7 mostra o resultado no qual HC e HE dos aços martensíticos contendo de 1,20 a 1,55% de Cu e de 0,002 a 0,004% de P são investigados com diferentes resistências à tração e diferentes tamanhos de grão austenítico prévio. Na figura 7, quando a razão H_c/HE é maior que 3, a resistência à fratura retardada é determinada como sendo boa. Além disso, aços que satisfaçam a razão $H_c/HE > 3$ são representados por um círculo aberto (O), e aços que satisfaçam a razão $H_c/HE \leq 3$ são representados por uma cruz (×).

Na figura 7, pode ser visto que a resistência à fratura retardada é bem classificada pela resistência à tração e pelo número do tamanho de grão austenítico prévio (N_γ).

[0022] Isto é, o HE é diminuído pela adição de Cu e pela diminuição de P, Hc é aumentado pelo controle da resistência à tração e do tamanho de grão austenítico prévio em uma faixa predeterminada, e com isso a razão HC/HE é aumentada. Pode ser visto que a resistência à fratura retardada pode ser aumentada com segurança pelo controle acima descrito sem excessivo refino de grão.

[0023] Especificamente, conforme mostrado na figura 7, para satisfazer com segurança a razão $Hc/HE \leq 3$ a uma resistência à tração de 1400 MPa ou maior, as relações (a) ou (b) a seguir são satisfeitas:

[0024] quando a resistência à tração for igual a ou maior que 1400 MPa e menor que 1550 MPa, a fórmula $N_\gamma \leq [TS]-1400 \times 0,006 + 7,0$ é satisfeita, e

[0025] quando a resistência à tração é igual a ou maior que 1550 MPa e igual a ou menor que and 1650 MPa, a fórmula $N_\gamma \leq [TS]-1550 \times 0,01 + 7,9$ é satisfeita,

[0026] onde [TS] é a resistência à tração (MPa), e N_γ é o número do tamanho de grão austenítico prévio. A faixa que satisfaz (a) ou (b) está mostrada como uma área fechada por segmentos de linha grossa na figura 7. O número de tamanho de grão austenítico prévio é medido por um método da JIS G 0551 (2005) (ISO 643). Isto é, o número do tamanho de grão austenítico prévio é calculado por $N_\gamma = -3 + \log_2 m$ usando-se um número médio m de grãos de cristal por 1 mm² em uma seção transversal de um cotipo de prova (peça de amostra) da chapa de aço de alta resistência.

[0027] Além disso, quando a resistência à tração é maior que 1650 MPa, a capacidade de trabalho no dobramento é significativamente degradada. Portanto, o limite superior da resistência à tração é

ajustado em 1650 MPa.

[0028] A resistência do aço martensítico é grandemente influenciada pelo teor de C e pela temperatura de revenimento. Portanto, para alcançar um limite de escoamento de 1300 MPa ou mais e uma resistência à tração de 1400 MPa ou mais e 1650 MPa ou menos, o teor de C e a temperatura de revenimento precisam ser selecionados adequadamente. As FIGS. 8 e 9 mostram as influências do teor de C e da temperatura de revenimento no limite de escoamento e na resistência à tração do aço martensítico.

[0029] Quando o aço martensítico não é submetido ao revenimento, isto é, quando o aço martensítico está no estado conforme resfriado, a razão de rendimento do aço martensítico é baixa. Consequentemente, a resistência à tração é aumentada; e o limite de escoamento é diminuído. Para aumentar o limite de escoamento até 1300 MPa ou mais, são necessários substancialmente 0,24% ou mais de teor de C. Entretanto, com o teor de C, é difícil alcançar uma resistência à tração de 1650 MPa ou menos.

[0030] Por outro lado, na estrutura martensítica submetida ao revenimento a 450°C ou mais, a razão de rendimento é aumentada; e a resistência à tração é significativamente diminuída. Para garantir uma resistência à tração de 1400 MPa ou mais, é necessário substancialmente um teor de C de 0,35% ou mais. Entretanto, com o teor de C, é difícil permitir que o índice de sensibilidade à fratura na solda P_{cm} seja igual a ou menor que 0,39% para garantir a soldabilidade.

[0031] Executando-se o revenimento do aço martensítico em uma baixa temperatura igual a ou maior que 200°C e igual a e menor que 300°C, é possível aumentar a razão de rendimento sem uma diminuição significativa na resistência à tração. Nesse caso, é possível satisfazer uma condição na qual o limite de escoamento seja igual a ou

maior que 1300 MPa e a resistência à tração seja igual a ou maior que 1400 MPa e igual a ou menor que 1650 MPa.

[0032] Além disso, quando o revenimento é executado no aço martensítico a uma temperatura maior que 300°C e menor que 450°C, há o problema de que a tenacidade é degradada devido à fragilização do revenimento à baixa temperatura. Entretanto, quando a temperatura de revenimento é igual a ou maior que 200°C e igual a ou menor que 300°C, a fragilização no revenimento não ocorre, de forma que não há problema com a degradação da tenacidade.

[0033] Conforme descrito acima, pode ser visto que ao se executar o revenimento no aço martensítico contendo um teor adequado de C e elementos de liga a uma temperatura baixa de 200°C ou maior e 300°C ou menor, é possível aumentar a razão de rendimento sem a degradação da tenacidade, de modo que um alto limite de escoamento de 1300 MPa ou mais e uma resistência à tração de 1400 MPa ou mais e 1650 MPa ou menos possam ser obtidos pela adição de pequenas quantidades de elementos de liga.

[0034] De acordo com a presente invenção, não há necessidade de refinar significativamente o tamanho de grão austenítico prévio. Entretanto, é necessário controlar o número do tamanho de grão austenítico prévio para que satisfaça as razões (a) ou (b). O inventor investigou várias condições de produção. Como resultado, o inventor descobriu que é possível obter facilmente e estavelmente grãos poligonais que tenham tamanho uniforme e o número de tamanho de grão austenítico prévio que satisfaçam (a) ou (b) usando-se o método de produção a seguir. Isto é, um teor adequado de Nb é adicionado a uma chapa de aço, a laminação controlada é executada adequadamente durante a laminação a quente, e assim é introduzida uma tensão residual adequada na chapa de aço antes do resfriamento brusco. Posteriormente, é executado a reaquecimento-resfriamento

brusco, em uma faixa de temperaturas de reaquecimento de igual a ou maior que 20°C acima da temperatura crítica de transformação A_{c3} e igual a ou menor que 870°C. A transformação em austenita não ocorre suficientemente a uma temperatura de reaquecimento um pouco maior (imediatamente acima) que a temperatura crítica de transformação A_{c3} , e uma estrutura de grão dúplex é formada, de modo que o tamanho médio de grão de austenita é refinado. Portanto, a temperatura de reaquecimento é ajustada para ser igual a ou maior que 20°C acima da temperatura crítica de transformação A_{c3} . A figura 10 mostra um exemplo da relação entre a temperatura de aquecimento do resfriamento (temperatura de reaquecimento) e o tamanho de grão austenítico prévio.

[0035] De acordo com essas descobertas, é possível obter-se uma chapa de aço que tenha um limite de escoamento de 1300 MPa ou mais e uma resistência à tração de 1400 MPa ou mais (preferivelmente na faixa 1400 a 1650 MPa), tenha excelente resistência à fratura retardada e soldabilidade, e uma espessura na faixa de 4,5 a 25 mm.

[0036] O sumário da presente invenção está descrito a seguir.

[0037] Uma chapa de aço de alta resistência inclui a seguinte composição: 0,18 a 0,23% em massa de C; 0,1 a 0,5% em massa de Si; 1,0 a 2,0% em massa de Mn; 0,020% em massa ou menos de P; 0,010% em massa ou menos de S; mais de 0,5% em massa e igual a ou menos que 3,0% em massa de Cu; 0,25 a 2,0% em massa de Ni; 0,003 a 0,10% em massa de Nb; 0,05% a 0,15% em massa de Al; 0,0003 a 0,0030% em massa de B; 0,006% em massa ou menos de N; e um saldo composto de Fe e as inevitáveis impurezas, em que o índice de sensibilidade à fratura na solda P_{cm} da chapa de aço de alta resistência é calculado por $P_{cm}=[C]+[Si]/30+[Mn]/20+[Cu]/20+[Ni]/60+[Cr]/20+[Mo]/15+[V]/10+5[B]$, e é 0,39% em massa ou menos, em que [C], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V], e [B]

são as concentrações (% em massa) de C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, e B, respectivamente, a temperatura crítica de transformação A_{c3} é igual a ou menor que 850°C, o valor percentual da estrutura de martensita é igual a ou maior que 90%, ao limite de escoamento é igual a ou maior que 1300 MPa, e a resistência à tração é igual a ou maior que 1400 MPa e igual a ou menor que 1650 MPa, o número do tamanho de grão austenítico prévio N_γ é calculado por $N_\gamma = -3 + \log_2 m$ usando-se um número médio m de grãos de cristal por 1 mm² em uma seção transversal da peça de amostra da chapa de aço de alta resistência, e se a resistência à tração for menor que 1550 MPa, o número do tamanho de grão austenítico prévio N_γ satisfaz a fórmula $N_\gamma \leq [TS] - 1400 \times 0,006 + 7,0$, e se a resistência à tração for igual a ou maior que 1550 MPa, o tamanho de grão austenítico prévio N_γ satisfaz a fórmula $N_\gamma \leq [TS] - 1550 \times 0,01 + 7,9$, em que $[TS]$ (MPa) é a resistência à tração.

[0038] A chapa de aço de alta resistência descrita no item (1) acima pode também incluir um ou mais elementos selecionados do grupo consistindo em: 0,05 a 1,5% em massa de Cr; 0,03 a 0,5% em massa de Mo; e 0,01 a 0,10% em massa de V.

[0039] Na chapa de aço de alta resistência descrita nos itens (1) e (2) acima, a espessura da chapa de aço de alta resistência pode ser igual a ou maior que 4,5 mm e igual a ou menor que 25 mm.

[0040] Um método de produção para uma chapa de aço de alta resistência, o método incluindo: aquecer uma placa tendo a composição descrita no item (1) ou (2) acima até 1100°C ou mais; executar a laminação a quente na qual a redução de laminação cumulativa é igual a ou maior que 30% e igual a ou menor que 65% em uma faixa de temperaturas de igual a ou menor que 930°C e igual a ou maior que 860°C e a laminação é encerrada em uma temperatura igual a ou maior que 860°C, produzindo assim uma chapa de aço tendo uma espessura igual a ou maior que 4,5 mm e igual a ou menor

que 25 mm; reaquecer a chapa de aço até uma temperatura igual a ou maior que 20°C acima da temperatura crítica de transformação A_{c3} e igual a ou menor que 870°C após o resfriamento; executar resfriamento acelerado até 200°C ou menos sob uma condição de resfriamento na qual a taxa média de resfriamento na porção central da espessura da chapa durante o resfriamento de 600°C até 300°C é igual a ou maior que 20°C/s; e executar o revenimento em uma faixa de temperaturas de igual a ou maior que 200°C e igual a ou menor que 300°C.

BREVE DESCRIÇÃO DOS DESENHOS

[0041] A figura 1 é um gráfico mostrando a relação entre o índice de sensibilidade à fratura na solda P_{cm} e a temperatura de reaquecimento de prevenção à fratura em um teste de fratura na solda de uma peça com ranhura em y.

[0042] A figura 2 é um desenho explicativo de um cotipo de prova entalhada para avaliação da resistência à fragilização pelo hidrogênio.

[0043] A figura 3 é um gráfico mostrando um exemplo da relação entre o teor de hidrogênio difusível e o tempo de fratura até que ocorra a fratura retardada.

[0044] A figura 4 é um gráfico mostrando a condição de repetição de secagem, molhamento, e a mudança de temperatura em um teste de aceleração da corrosão.

[0045] A figura 5 é um gráfico mostrando a relação entre o teor de Cu e o teor de hidrogênio difusível absorvido do ambiente HE.

[0046] A figura 6 é um gráfico mostrando a relação entre o teor de P e o teor de hidrogênio difusível absorvido do ambiente HE.

[0047] A figura 7 é um gráfico mostrando a relação entre o número do tamanho de grão austenítico prévio, a resistência à tração e a resistência à fratura retardada.

[0048] A figura 8 é um gráfico mostrando a relação entre o teor de

C de um aço martensítico, a temperatura de revenimento e o limite de escoamento.

[0049] A figura 9 é um gráfico mostrando a relação entre o teor de C de um aço martensítico, a temperatura de revenimento e a resistência à tração.

[0050] A figura 10 é um gráfico mostrando um exemplo de uma relação entre a temperatura de aquecimento no resfriamento brusco de um aço martensítico e o número de tamanho de grão austenítico prévio.

DESCRIÇÃO DETALHADA DA INVENÇÃO

[0051] De acordo com a presente invenção, é possível fornecer economicamente uma chapa de aço de alta resistência que seja usada como membro estrutural de uma máquina de construção ou de uma máquina industrial, tenha excelente resistência à fratura retardada, capacidade de trabalho no dobramento, e soldabilidade, tenha um limite de escoamento de 1300 MPa ou mais, e tenha uma resistência à tração de 1400 MPa ou mais.

[0052] Doravante, a presente invenção será descrita em detalhes.

[0053] Inicialmente é descrita a razão para limitar a composição do aço da presente invenção.

[0054] C é um elemento importante que tem um efeito significativo na resistência de uma estrutura martensítica. De acordo com a presente invenção, o teor de C é determinado para ser a quantidade necessária para se obter um limite de escoamento de 1300 MPa ou mais e uma resistência à tração de 1400 MPa ou mais e 1650 MPa ou menos quando a fração de martensita é igual a ou maior que 90%. A faixa do teor de C é igual a ou maior que 0,18% e igual a ou menor que 0,23%. Quando o teor de C é menor que 0,18%, a chapa de aço não pode ter uma resistência predeterminada. Além disso, quando o teor de C é maior que 0,23%, a resistência da chapa de aço é

excessiva, de modo que a capacidade de trabalho é degradada. Para garantir com segurança a resistência, o limite inferior do teor de C pode ser ajustado em 0,19%, e o limite superior do teor de C pode ser ajustado em 0,22% ou 0,21%.

[0055] O Si funciona como um elemento desoxidante e um elemento reforçador, e a adição de 0,1% ou mais de Si apresenta esses efeitos. Entretanto, quando uma quantidade excessiva de Si é adicionada, a temperatura A_{c3} (temperatura crítica de transformação A_{c3}) aumenta, e há a preocupação de que a sua tenacidade possa ser degradada. Portanto, o limite superior do teor de Si é ajustado para 0,5%. Para melhorar a desoxidação, resistência e tenacidade, o limite inferior do teor de Si pode ser ajustado para 0,15% ou 0,20%, e o limite superior do teor de Si pode ser ajustado para 0,40% ou 0,30%.

[0056] Mn é um elemento eficaz para melhorar a resistência e aumentar a capacidade de endurecimento, e é eficaz na redução da temperatura crítica de transformação A_{c3} . Consequentemente, pelo menos 1,0% ou mais de Mn é adicionado. Entretanto, quando o teor de Mn é maior que 2,0%, a segregação é promovida, e dessa forma provoca a degradação da tenacidade e da soldabilidade. Portanto, o limite superior de Mn a ser adicionado é ajustado para 2,0%. Para garantir a resistência e melhorar a tenacidade, o limite inferior do teor de Mn pode ser ajustado para 1,1%, 1,2%, ou 1,3%, e o limite superior do teor de Mn pode ser ajustado para 1,9%, 1,8%, ou 1,7%.

[0057] P é uma impureza e é um elemento prejudicial que degrada significativamente a resistência à fratura retardada. Quando mais de 0,020% de P estão contidos, o teor de hidrogênio absorvido do ambiente é aumentado e a fragilização das bordas dos grãos é reduzida. Portanto, é necessário que o teor de P seja igual a ou menor que 0,020%. Além disso, é preferível que o teor de P seja igual a ou menor que 0,010%. Para também aumentar a resistência à fratura

retardada, o teor de P pode ser limitado a igual ou menos que 0,008%, 0,006% ou 0,004%. S é uma impureza inevitável e é um elemento prejudicial que degrada a resistência à fratura retardada e a soldabilidade. Portanto, o teor de S é reduzido para ser igual a ou menor que 0,010%. Para aumentar a resistência à fratura retardada ou a soldabilidade, o teor de S pode ser limitado para ser igual a ou menor que 0,006% ou 0,003%.

[0058] Cu é um elemento que pode diminuir o teor de hidrogênio absorvido do ambiente HE e aumentar a resistência à fratura retardada. Conforme mostrado na figura 5, quando mais de 0,5% de Cu é adicionado, o teor de hidrogênio HE é diminuído. Quando mais de 1,0% de Cu é adicionado, o teor de hidrogênio de HE é diminuído significativamente. Portanto, a quantidade de Cu a ser adicionada é limitada a ser maior que 0,50% e é preferivelmente maior que 1,0%. Entretanto, quando mais de 3,0% de Cu são adicionados, a soldabilidade pode ser degradada. Consequentemente, a quantidade de Cu a ser adicionada é limitada a ser igual a ou menor que 3,0%. Para aumentar a resistência à fratura retardada, o limite inferior do teor de Cu pode ser ajustado para 0,7%, 1,0% ou 1,2%. Para melhorar a soldabilidade, o limite superior do teor de Cu pode ser ajustado para 2,2%, 1,8%, ou 1,6%.

[0059] Ni é um elemento que aumenta a capacidade de endurecimento e a tenacidade. Além disso, fraturas numa placa causadas pela adição de grandes quantidades de Cu podem ser suprimidas pela adição de uma quantidade de Ni igual a aproximadamente metade ou mais da quantidade de Cu a ser adicionada, em % em massa. Portanto, pelo menos 0,25% de Ni é adicionado. Para obter com segurança os efeitos acima descritos, o teor de Ni deve ser limitado para igual a ou maior que 0,5%, 0,8%, ou 0,9%. Entretanto, uma vez que o Ni é caro, a quantidade de Ni a ser

adicionada é ajustada para ser igual a ou menor que 2,0%. Além disso, para também diminuir o custo, o teor de Ni pode ser limitado a igual a ou menor que 1,6% ou 1,3%.

[0060] O Nb forma carboneto fino durante a laminação e amplia a região de temperatura de não recristalização, de forma que o Nb aumenta os efeitos da laminação controlada e é introduzida uma tensão residual adequada à estrutura laminada antes do resfriamento. Além disso, o Nb suprime o embrutecimento da austenita durante o resfriamento-aquecimento devido a efeitos de fixação. Consequentemente, o Nb é um elemento necessário para se obter um tamanho de grão austenítico prévio predeterminado conforme a presente invenção. Portanto, 0,003% ou mais de Nb são adicionados. Para obter com segurança os efeitos descritos acima, o teor de Nb pode ser limitado a iguala ou maior que 0,005%, 0,008%, ou 0,011%. Entretanto, quando o Nb é adicionado excessivamente, ele pode causar degradação da soldabilidade. Portanto, a quantidade de Nb a ser adicionada é ajustada para ser igual a ou menor que 0,10%. Além disso, para aumentar a soldabilidade, o teor de Nb pode ser limitado a igual a ou menor que 0,05%, 0,03%, ou 0,02%.

[0061] Para garantir o B livre necessário para aumentar a capacidade de endurecimento, 0,05% ou mais de Al é adicionado para fixar o N. Entretanto, a adição excessiva de Al pode degradar a tenacidade, de modo que o limite superior do teor de Al é ajustado para 0,15%. Para também melhorar a tenacidade, o limite superior do teor de Al pode ser ajustado para 0,10% ou 0,08%.

[0062] B é um elemento necessário para aumentar a capacidade de endurecimento. Para apresentar esse efeito, o teor de B precisa ser igual a ou maior que 0,0003%. Entretanto, quando B é adicionado a um nível de teor maior que 0,0030%, a soldabilidade pode ser degradada. Portanto, o teor de B é ajustado para ser igual a maior que

0,0003% e igual a ou menor que 0,0030%. Para garantir a capacidade de endurecimento, e evitar a diminuição da soldabilidade e da tenacidade, o limite inferior do teor de B pode ser ajustado para 0,0005% ou 0,0008%, e o limite superior de B pode ser ajustado para 0,0021% ou 0,0015%.

[0063] Quando N está excessivamente contido, a tenacidade pode ser degradada, e simultaneamente BN é formado, de modo que os efeitos do aumento capacidade de endurecimento do B são inibidos. Consequentemente, o teor de N é diminuído para ser igual a ou menor que 0,006%.

[0064] Um aço contendo os elementos descritos acima e o saldo composto de Fe e as inevitáveis impurezas tem a composição básica da presente invenção. Além disso, de acordo com a presente invenção, além disso à composição, um ou mais elementos selecionados entre Cr, Mo, e V podem ser adicionados.

[0065] O Cr aumenta a capacidade de endurecimento e é eficaz para aumentar a resistência. Consequentemente, 0,05% ou mais de Cr podem ser adicionados. Entretanto, quando o Cr é adicionado excessivamente, a tenacidade pode ser degradada. Portanto, a quantidade de Cr a ser adicionada é limitada a ser igual a ou menor que 1,5%. Para melhorar a tenacidade, o limite superior do teor de Cr pode ser limitado a 1,0%, 0,5%, ou 0,4%.

[0066] O Mo aumenta a capacidade de endurecimento e é eficaz em aumentar a resistência. Consequentemente, 0,03% ou mais de Mo podem ser adicionados. Entretanto, sob condições de produção da presente invenção nas quais a temperatura de revenimento é baixa, o efeito de reforço da precipitação não pode ser esperado. Portanto, embora uma grande quantidade de Mo seja adicionada, o efeito de aumento da resistência é limitado. Além disso, o Mo é um elemento caro. Portanto, a quantidade de Mo a ser adicionada é limitada para

ser igual a ou menor que 0,5%. Conforme necessário, o limite superior de Mo pode ser limitado para 0,35% ou 0,20%.

[0067] O V também aumenta a capacidade de endurecimento e é eficaz em aumentar a resistência. Consequentemente, 0,01% ou mais de V pode ser adicionado. Entretanto, sob condições de produção da presente invenção nas quais a temperatura de revenimento é baixa, o efeito de reforço da precipitação não pode ser esperado. Portanto, embora uma grande quantidade de V seja adicionada, o efeito de aumento da resistência é limitado. Além disso, o V é um elemento caro. Portanto, a quantidade de V a ser adicionada é limitada para ser igual a ou menor que 0,10%. Conforme necessário, o teor de V pode ser limitado para ser igual a ou menor que 0,08%, igual a ou menor que 0,06%, ou igual a ou menor que 0,04%.

[0068] Além disso à limitação das faixas de composição, de acordo com a presente invenção, para garantir a soldabilidade conforme descrito acima, a composição é limitada de forma que o índice de sensibilidade à fratura na solda P_{cm} representado na fórmula (1) a seguir é igual a ou menor que 0,39%. Para também aumentar a soldabilidade, o índice de sensibilidade à fratura na solda P_{cm} pode ser ajustado para ser igual a ou menor que 0,38% ou 0,37%.

$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B] \dots\dots\dots (1)$$

[0069] em que [C], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V], e [B] são as concentrações (% em massa) de C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, e B, respectivamente,

[0070] Além disso, para evitar a fragilização na soldagem, um carbono equivalente C_{eq} representado na fórmula (2) a seguir pode ser ajustado para ser igual a ou menor que 0,80.

$$C_{eq} = [C] + [Si]/24 + [Mn]/6 + [Ni]/40 + [Cr]/5 + [Mo]/4 + [V]/14 \dots\dots\dots (2)$$

[0071] A seguir, será descrito um método de produção.

[0072] Inicialmente uma placa tendo a composição de aço descrita acima é aquecida e submetida à laminação a quente. A temperatura de aquecimento é ajustada para ser igual a ou maior que 1100°C de forma que o Nb seja suficientemente dissolvido no aço.

[0073] Além disso, o seu tamanho de grão é controlado para estar em uma faixa de número de tamanho de grão austenítico prévio igual a ou maior que 7,0. Portanto, uma laminação controlada adequada precisa ser executada durante a laminação a quente, uma tensão residual adequada precisa ser introduzida na chapa de aço antes do resfriamento brusco, e uma temperatura de aquecimento do resfriamento brusco precisa estar em uma faixa de igual a ou maior que 20°C acima da temperatura crítica de transformação A_{c3} e igual a ou menor que 870°C.

[0074] Em relação à laminação controlada durante a laminação a quente, a laminação é executada de forma que a redução de laminação cumulativa seja igual a ou maior que 30% e igual a ou menor que 65% em uma faixa de temperaturas de igual a ou menor que 930°C e igual a ou maior que 860°C, e a laminação é terminada a uma temperatura de 860°C ou mais, formando assim uma chapa de aço tendo uma espessura de igual a ou maior que 4,5 mm e igual a ou menor que 25 mm. Um objetivo da laminação controlada é introduzir uma tensão residual adequada na chapa de aço antes do reaquecimento-resfriamento brusco. Além disso, a faixa de temperaturas da laminação controlada é uma região de temperatura de não recristalização do aço da presente invenção adequadamente contendo Nb. A tensão residual não é suficiente quando a redução de laminação cumulativa é menor que 30% nessa região de temperaturas de não recristalização. Consequentemente, a austenita se torna bruta durante o reaquecimento. Quando a redução de laminação cumulativa é maior que 65% na região de temperatura de não recristalização ou a

temperatura de término da laminação é menor que 860°C, uma tensão residual excessiva é introduzida. Nesse caso, a austenita pode ser dada uma estrutura de grão dúplex durante o aquecimento. Portanto, mesmo quando a temperatura de aquecimento do resfriamento brusco está na faixa adequada descrita mais tarde, uma estrutura de tamanho de grão uniforme na faixa dos números de tamanho de grão austenítico prévio de igual a ou maior que 7,0 não pode ser obtida.

[0075] Após a laminação a quente, a chapa de aço é submetida ao resfriamento brusco incluindo resfriamento, reaquecimento a uma temperatura igual a ou maior que 20°C acima da temperatura crítica de transformação A_{c3} e igual a ou menor que 870°C, e então executando-se o resfriamento acelerado até uma temperatura igual a ou menor que 200°C. Naturalmente, a temperatura de aquecimento do resfriamento brusco tem que ser maior que a temperatura crítica de transformação A_{c3} . Entretanto, quando a temperatura de aquecimento é ajustada para estar imediatamente acima da temperatura crítica de transformação A_{c3} , pode haver um caso em que um controle adequado de tamanho de grão não possa ser alcançado devido à estrutura dúplex. Se a temperatura de aquecimento do resfriamento brusco não for igual a ou maior que 20°C acima da temperatura crítica de transformação A_{c3} , grãos poligonais que tenham tamanho uniforme não podem ser obtidos com segurança. Portanto, para permitir que a temperatura de aquecimento do resfriamento brusco seja igual a ou menor que 870°C, a temperatura crítica de transformação A_{c3} do aço precisa ser igual a ou menor que 850°C. A estrutura de grãos dúplex contendo parcialmente grãos brutos não é preferível uma vez que a tenacidade e a resistência à fratura retardada são degradadas. Além disso, um aquecimento particularmente rápido não é necessário durante o aquecimento do resfriamento brusco. Além disso, foram propostas várias fórmulas para calcular a temperatura crítica de transformação

A_{c3} . Entretanto, a precisão das fórmulas é baixa na faixa da composição desse tipo de aço, de forma que a temperatura crítica de transformação A_{c3} é medida pela medição da expansão térmica ou similar.

[0076] Durante o resfriamento brusco, sob uma condição na qual uma taxa de resfriamento médio na porção central da espessura da chapa durante o resfriamento de 600°C até 300°C seja igual a ou maior que 20°C/s, a chapa de aço é submetida a um resfriamento acelerado até 200°C ou menos. Pelo resfriamento, à chapa de aço tendo uma espessura igual a ou maior que 4,5 mm e igual a ou menor que 25 mm pode ser dada 90% ou mais de estrutura de martensita na fração estrutural. A taxa de resfriamento na porção central da espessura da chapa não pode ser medida diretamente, e então é calculada pelo cálculo de transferência de calor a partir da espessura, temperatura da superfície e condições de resfriamento.

[0077] A estrutura de martensita no estado conforme resfriado tem uma baixa razão de rendimento. Consequentemente, para aumentar o limite de escoamento por um efeito de envelhecimento, o revenimento é executado em uma faixa de temperaturas de igual a ou maior que 200°C e igual a ou menor que 300°C. A uma temperatura de revenimento de menos de 200°C, uma vez que o efeito de envelhecimento não ocorre, o limite de escoamento não aumenta. Por outro lado, quando a temperatura de revenimento é maior que 300°C, ocorre a fragilização no revenimento, de modo que a tenacidade é degradada. Consequentemente, o revenimento é executado na faixa de temperaturas de igual a ou maior que 200°C e igual a ou menor que 300°C. O tempo de revenimento pode ser de 15 minutos ou mais longo.

[0078] Os aços A a AF tendo composições mostradas nas tabelas 1 e 2 são fundidos para se obter placas. Usando-se as placas, chapas

de aço tendo espessuras de 4,5 a 25 mm foram produzidas de acordo com as condições de produção dos exemplos 1 a 14 da presente invenção mostrados na tabela 3 e dos exemplos comparativos 15 a 46 mostrados na tabela 5.

[0079] Para as chapas de aço, foram avaliados o limite de escoamento, a resistência à tração, o número do tamanho de grão austenítico prévio, a fração da estrutura de martensita, a sensibilidade à fratura na solda, a capacidade de trabalho no dobramento, a resistência à fratura retardada, e a tenacidade. A tabela 4 mostra os resultados dos exemplos 1 a 14 da presente invenção, e a tabela 6 mostra os resultados dos exemplos comparativos 15 a 46. Além disso, foram medidas as temperaturas críticas de transformação A_{c3} .

Tabela 1

(% em
massa)

	Composição do aço	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	V	B	N	Ceq*	Pcm**	Ac3 (°C)
Exemplos	A	0,204	0,21	1,72	0,002	0,002	0,79	0,54			0,07	0,011		0,0011	0,0039	0,513	0,351	825
	B	0,197	0,31	1,72	0,003	0,001	1,41	0,91			0,07	0,011		0,0013	0,0031	0,519	0,386	810
	C	0,221	0,23	1,35	0,002	0,001	1,12	0,64			0,07	0,014		0,0011	0,0033	0,472	0,368	807
	D	0,187	0,18	1,21	0,004	0,003	2,11	1,11			0,08	0,017		0,0012	0,0036	0,424	0,384	802
	E	0,198	0,16	1,54	0,012	0,002	1,47	1,11			0,06	0,015		0,0012	0,0032	0,489	0,378	808
	F	0,201	0,13	1,33	0,004	0,002	1,28	0,69	0,55		0,07	0,013		0,0013	0,0032	0,555	0,381	802
	G	0,191	0,15	1,46	0,004	0,002	1,05	0,70		0,35	0,07	0,017		0,0021	0,0038	0,546	0,367	830
	H	0,194	0,31	1,88	0,003	0,002	1,19	0,67			0,08	0,027	0,054	0,0012	0,0029	0,541	0,380	815
	I	0,197	0,21	1,15	0,003	0,002	1,34	0,82	0,32	0,15	0,08	0,012	0,035	0,0012	0,0031	0,522	0,378	821
	J	0,201	0,24	1,48	0,003	0,001	1,12	0,58	0,41	0,11	0,09	0,015		0,0015	0,0045	0,582	0,384	814

*Ceq = C+Si/24+Mn/6+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14

** Pcm = C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

Tabela 2

(% em
massa)

	Composição do aço	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	V	B	N	Ceq*	Pcm**	Ac3 (°C)
Exemplares	K	<u>0,164</u>	0,32	1,89	0,004	0,002	1,35	0,75			0,06	0,016		0,0013	0,0034	0,511	0,356	817
	L	<u>0,251</u>	0,25	1,16	0,005	0,001	1,05	0,66			0,07	0,012		0,0012	0,0035	0,471	0,387	804
	M	0,192	<u>0,01</u>	1,77	0,004	0,001	1,37	0,74			0,08	0,009		0,0012	0,0042	0,506	0,368	799
	N	0,197	<u>0,79</u>	1,51	0,006	0,001	1,38	0,85			0,06	0,012		0,0008	0,0029	0,503	0,386	844
	O	0,211	0,35	<u>0,71</u>	0,003	0,002	1,41	0,95			0,06	0,018		0,0011	0,0040	0,368	0,350	830
	P	0,189	0,15	<u>2,32</u>	0,003	0,002	1,05	0,65			0,06	0,016		0,0012	0,0039	0,598	0,379	805
	Q	0,192	0,3	1,77	<u>0,026</u>	0,002	1,32	0,84			0,08	0,014		0,0014	0,0034	0,521	0,378	810
	R	0,199	0,24	1,66	0,005	<u>0,013</u>	1,52	0,92			0,06	0,015		0,0009	0,0029	0,509	0,386	806
	S	0,215	0,32	1,92	0,004	0,001	<u>0,30</u>	1,21			0,06	0,016		0,0008	0,0032	0,579	0,361	805
	T	0,182	0,12	1,25	0,005	0,002	<u>3,42</u>	0,42			0,06	0,017		0,0011	0,0033	0,406	<u>0,432</u>	812
	U	0,202	0,24	1,47	0,004	0,002	1,35	<u>0,18</u>			0,07	0,016		0,0012	0,0029	0,462	0,360	840
	V	0,192	0,25	1,03	0,003	0,001	1,05	0,87	<u>1,65</u>		0,06	0,014		0,0014	0,0034	0,726	<u>0,408</u>	804
	W	0,192	0,20	1,05	0,005	0,002	1,38	0,74		<u>0,67</u>	0,08	0,019		0,0012	0,0029	0,561	0,383	830
	X	0,199	0,24	1,35	0,006	0,001	1,75	0,87			<u>0,22</u>	0,017		0,0012	0,0032	0,456	0,383	818

r	Y	0,212	0,24	1,61	0,004	0,002	1,25	0,67			0,09	<u>0,001</u>		0,0014	0,0041	0,507	0,381	810
a	Z	0,209	0,28	1,41	0,003	0,002	1,46	0,86			0,07	<u>0,133</u>		0,0015	0,0035	0,477	0,384	809
t	AA	0,204	0,29	1,55	0,004	0,002	1,08	0,61			0,06	0,014	<u>0,188</u>	0,0015	0,0033	0,503	0,382	820
i	AB	0,197	0,31	1,45	0,003	0,001	1,56	0,80			0,07	0,016		<u>0,0001</u>	0,0032	0,472	0,372	811
v	AC	0,201	0,25	1,25	0,003	0,002	1,34	0,95			0,07	0,015		<u>0,0052</u>	0,0033	0,444	0,381	809
o	AD	0,211	0,24	1,52	0,003	0,001	1,32	0,87			0,06	0,014		0,0012	<u>0,0093</u>	0,496	0,382	812
	AE	0,218	0,24	1,75	0,003	0,002	1,68	0,85			0,07	0,015		0,0013	0,0041	0,541	<u>0,418</u>	806
	AF	0,185	0,44	1,05	0,003	0,003	1,02	0,41	0,92		0,12	0,012		0,0013	0,0033	0,573	0,363	<u>856</u>

*Ceq = C+Si/24+Mn/6+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14

** Pcm = C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

Tabela 3

	Chapa de aço	Composição do aço	Espessura (mm)	Temp. de aquecimento (°C)	Redução cumulativa de laminação (%) na faixa de 930°C a 860°C	Temperatura de término da laminação (°C)	Temperatura de aquecimento no resfriamento (°C)	Taxa de resfr. (valor calculado) de 600°C a 300°C (°C/s)	Temperatura de término do resfriamento acelerado (°C)	Temperatura de revenimento (°C)
	1	A	25	1150	40	863	860	25	< 200	250
	2	B	12	1150	45	870	865	92	< 200	200
	3	B	25	1150	40	871	835	26	< 200	200
	4	C	4,5	1200	60	880	835	163	< 200	250
E	5	C	25	1150	45	872	835	29	< 200	250
x	6	D	25	1150	45	864	835	22	< 200	250
e	7	E	25	1150	50	860	840	26	< 200	300
m	8	E	16	1150	55	866	835	57	< 200	225
p	9	F	25	1150	45	875	830	25	< 200	300
I	10	G	25	1200	50	861	855	28	< 200	250
o	11	H	8	1150	60	865	840	101	< 200	225
	12	H	25	1150	35	864	840	22	< 200	250
	13	I	25	1150	55	878	850	26	< 200	225
	14	J	25	1150	45	866	840	29	< 200	200

Tabela 5

	Chapa de aço	Composição do aço	Espessura (mm)	Temp. de aquecimento (°C)	Redução cumulativa de laminação (%) na faixa de 930°C a 860°C	Temp. de término da laminação (°C)	Temp. de aquecimento ou no resfriamento (°C)	Taxa de resfr. (valor calculado) de 600°C a 300°C (°C/s)	Temp. de término do resfriamento acelerado (°C)	Temperatura do revenimento (°C)
	15	<u>K</u>	25	1150	50	863	840	24	< 200	225
	16	<u>L</u>	25	1150	45	872	835	25	< 200	250
	17	<u>M</u>	25	1150	55	880	840	29	< 200	250
	18	<u>N</u>	25	1150	50	871	865	29	< 200	225
	19	<u>O</u>	25	1150	50	865	850	24	< 200	225
E	20	<u>P</u>	25	1150	50	864	835	24	< 200	250
x	21	<u>Q</u>	25	1150	45	869	840	26	< 200	200
e	22	<u>R</u>	25	1150	45	880	840	25	< 200	250
m	23	<u>S</u>	25	1150	60	864	850	27	< 200	250
p	24	<u>I</u>	25	1150	50	880	845	25	< 200	250
l	25	<u>U</u>	25	1150	50	866	865	27	< 200	250
o	26	<u>V</u>	25	1150	55	869	835	28	< 200	225
	27	<u>W</u>	25	1150	45	867	855	26	< 200	250
	28	<u>X</u>	25	1150	50	880	840	24	< 200	225
	29	<u>Y</u>	25	1150	45	862	840	25	< 200	225
	30	<u>Z</u>	25	1150	40	873	840	29	< 200	225

C	31	<u>AA</u>	25	1150	50	871	850	26	< 200	250
o	32	<u>AB</u>	25	1150	45	869	840	25	< 200	250
m	33	<u>AC</u>	25	1150	50	867	840	28	< 200	250
p	34	<u>AD</u>	25	1150	45	865	850	26	< 200	250
a	35	<u>AE</u>	25	1150	45	872	840	26	< 200	250
r	36	<u>AF</u>	25	1150	45	865	<u>880</u>	24	< 200	225
a	37	C	25	<u>1000</u>	45	866	840	25	< 200	250
t	38	A	25	1150	<u>20</u>	862	<u>840</u>	25	< 200	225
i	39	B	25	1150	45	868	<u>885</u>	28	< 200	225
v	40	C	25	1150	55	867	850	<u>15</u>	< 200	250
o	41	A	25	1150	45	868	850	26	< 200	Não
	42	A	25	1150	50	868	850	27	< 200	<u>350</u>
	43	A	25	1150	50	871	850	27	< 200	<u>450</u>
	44	A	25	1150	<u>80</u>	864	<u>840</u>	24	< 200	225
	45	A	25	1150	50	<u>820</u>	850	26	< 200	250
	46	A	25	1150	50	867	850	21	<u>300</u>	250

Tabela 4

	Chapa de aço	Nº do tamanho de grão austenítico prévio	Fração da estrutura martensita (%)	Limite de escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Resultado do teste de fratura da solda com ranhura em y	Resultado do teste de cap. de trabalho no dobramento	Hc (ppm)	HE (ppm)	Hc/HE	Energia absorvida (J) a -20°C
Exemplo	1	7,9	> 90	1341	1508	Aceitável	Aceitável	0,42	0,06	7,0	57
	2	8,8	> 90	1425	1574	-	Aceitável	0,31	0,04	7,8	51
	3	10,1	> 90	1391	1534	Aceitável	Aceitável	0,29	0,02	14,5	56
	4	9,4	> 90	1389	1561	-	Aceitável	0,31	0,04	7,8	67*
	5	9,7	> 90	1338	1492	Aceitável	Aceitável	0,45	0,01	45,0	64
	6	10,3	> 90	1377	1552	Aceitável	Aceitável	0,30	0,02	15,0	55
	7	9,8	> 90	1371	1539	Aceitável	Aceitável	0,42	0,06	7,0	65
	8	10,0	> 90	1381	1541	-	Aceitável	0,32	0,02	16,0	57
	9	10,2	> 90	1402	1580	Aceitável	Aceitável	0,28	0,03	9,3	48
	10	8,9	> 90	1357	1520	Aceitável	Aceitável	0,45	0,04	11,3	51
	11	9,8	> 90	1389	1542	-	Aceitável	0,36	0,01	36,0	50*
	12	9,5	> 90	1387	1517	Aceitável	Aceitável	0,46	0,02	23,0	52
	13	8,7	> 90	1364	1555	Aceitável	Aceitável	0,50	0,04	12,5	57
	14	10,1	> 90	1398	1612	Aceitável	Aceitável	0,27	0,01	27,0	50

Cotipo de prova Charpy subdimensionado (A energia absorvida é convertida com base no cotipo de prova do tipo 4)

Tabela 6

	Chapa de aço	Nº do tamanho de grão austenítico prévio	Fração da estrutura a martensita (%)	Limite de escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Resultado do teste de fratura da solda com ranhura em y	Resultado do teste de cap. de trabalho no dobramento	Hc (ppm)	HE (ppm)	Hc/HE	Energia absorvida (J) a -20°C
	15	9,4	>90	<u>1249</u>	1438	Aceitável	Aceitável	0,47	0,03	15,7	64
	16	10,0	> 90	1460	<u>1699</u>	Inaceitável	Inaceitável	0,21	0,09	<u>2,3</u>	29
	17	9,4	> 90	1331	1495	Aceitável	Aceitável	0,35	0,03	11,7	<u>19</u>
	18	8,2	> 90	1365	1551	Aceitável	Aceitável	0,20	0,08	2,5	<u>17</u>
	19	9,3	> 90	<u>1277</u>	1451	Aceitável	Aceitável	0,39	0,04	9,8	60
	20	9,6	> 90	1452	1644	Inaceitável	Aceitável	0,27	0,07	3,9	<u>21</u>
E	21	9,1	> 90	1350	1520	Inaceitável	Aceitável	0,31	0,14	<u>2,2</u>	39
x	22	9,4	> 90	1370	1539	Aceitável	Aceitável	0,15	0,08	<u>1,9</u>	31
e	23	8,3	> 90	1391	1561	Aceitável	Aceitável	0,32	0,12	<u>2,7</u>	60
m	24	8,1	> 90	1421	1610	Inaceitável	Aceitável	0,26	0,03	8,7	29
p	25	7,9	> 90	1338	1515	Aceitável	Aceitável	0,38	0,04	9,5	<u>22</u>
l	26	9,1	> 90	1430	1619	Inaceitável	Aceitável	0,22	0,05	4,4	34

o	27	8,6	> 90	1419	1611	Aceitável	Aceitável	0,21	0,06	3,5	<u>19</u>
	28	9,1	> 90	1345	1529	Aceitável	Aceitável	0,35	0,03	11,7	<u>21</u>
	29	<u>7,3</u>	> 90	1397	1564	Aceitável	Aceitável	0,12	0,05	<u>2,4</u>	35
	30	8,7	> 90	1399	1576	Inaceitável	Aceitável	0,26	0,07	3,7	39
C	31	8,9	> 90	1400	1608	Aceitável	Aceitável	0,36	0,09	4,0	<u>16</u>
o	32	9,2	<u>75</u>	<u>1266</u>	1452	Aceitável	Aceitável	0,48	0,04	12,0	71
m	33	8,8	> 90	1380	1550	Aceitável	Aceitável	0,31	0,07	4,4	<u>20</u>
p	34	8,4	<u>80</u>	<u>1277</u>	1409	Aceitável	Aceitável	0,42	0,03	14,0	30
a	35	8,8	> 90	1360	1540	Inaceitável	Aceitável	0,31	0,05	6,2	36
r	36	<u>7,4</u>	> 90	1389	1559	Aceitável	Aceitável	0,14	0,05	<u>2,8</u>	55
a	37	<u>7,3</u>	> 90	1325	1561	Aceitável	Aceitável	0,09	0,04	<u>2,3</u>	36
t	38	<u>6,8</u>	> 90	1354	1578	Aceitável	Aceitável	0,11	0,04	<u>2,8</u>	42
i	39	<u>7,1</u>	> 90	1369	1564	Aceitável	Aceitável	0,09	0,04	<u>2,3</u>	48
v	40	8,7	<u>60</u>	<u>1177</u>	<u>1389</u>	Aceitável	Aceitável	0,52	0,03	17,3	75
o	41	8,9	> 90	<u>1275</u>	1611	Aceitável	Aceitável	0,27	0,03	9,0	54
	42	9,2	> 90	1382	1480	Aceitável	Aceitável	0,47	0,10	4,7	<u>19</u>
	43	9,2	> 90	<u>1272</u>	<u>1351</u>	Aceitável	Aceitável	0,84	0,19	4,4	45
	44	<u>6,9</u>	> 90	1385	1482	Aceitável	Aceitável	0,12	0,05	<u>2,4</u>	55
	45	<u>6,8</u>	> 90	1402	1506	Aceitável	Aceitável	0,11	0,05	<u>2,2</u>	42
	46	8,4	<u>50</u>	1312	<u>1387</u>	Aceitável	Aceitável	0,24	0,07	3,4	54

Amostra Charpy subdimensionada (A energia absorvida é convertida com base no cotipo de prova do tipo 4)

[0080] O limite de escoamento e a resistência à tração foram medidos obtendo-se espécimes do tipo 1A para o teste de tração especificado na JIS Z 2201 de acordo com o teste de tração especificado na JIS Z 2241. Limites de escoamento iguais a ou maiores que 1300 MPa são determinados como sendo "Aceitáveis" e resistências à tração na faixa de 1400 a 1650 MPa são determinados como sendo "Aceitáveis".

[0081] O número do tamanho de grão austenítico prévio foi medido pela JIS G 0551 (2005), e a resistência à tração e o número de tamanho de grão austenítico prévio foram determinados para satisfazer as equações (a) e (b) descritas acima.

[0082] Para avaliar a fração da estrutura de martensita, é usado um cotipo de prova obtido da vizinhança da porção central da espessura da chapa, e 5 campos de uma faixa de $20\ \mu\text{m} \times 30\ \mu\text{m}$ foram observados a uma ampliação de 5000x por um microscópio de transmissão eletrônica. Uma área da estrutura de martensita em cada campo foi medida, e a fração da estrutura de martensita foi calculada a partir de um valor médio das áreas. Aqui, a estrutura de martensita tem uma alta densidade de deslocamento, e apenas uma pequena quantidade de cementita foi gerada durante o revenimento a uma temperatura de 300°C ou menos. Consequentemente, a estrutura de martensita pode ser distinta de uma estrutura bainita e similares.

[0083] Para avaliar a sensibilidade à fratura na solda, foi executado um teste de fratura na solda com ranhura em y especificado na JIS Z 3158. As espessuras das chapas de aço fornecidas para a avaliação foram todas de 25 mm exceto aquelas dos exemplos 2, 4, 8, e 11, e foi executada a soldagem com CO₂ a uma entrada de calor de 15 kJ/cm. Como resultado do teste, quando a razão de fratura na raiz é 0 de um cotipo de prova em uma temperatura de preaquecimento de 175°C, é determinado como sendo "Aceitável". Além disso, uma vez

que foi imaginado a soldabilidade das chapas de aço dos exemplos 2, 4, 8, e 11 que tinham espessuras menores que 25 mm é a mesma dos exemplos 3, 5, 7, e 12 que têm as mesmas composições, o teste de fratura na solda com ranhura em y foi omitido.

[0084] Para avaliar a capacidade de trabalho no dobramento, um dobramento a 180° foi executado usando-se espécimes tipo 1 da JIS (a direção longitudinal do cotipo de prova é uma direção perpendicular à direção de laminação da chapa de aço) por um método especificado na JIS Z 2248 de modo que o raio de dobramento (4t) se torne quatro vezes a espessura da chapa de aço. Após o teste de dobramento, um caso em que fraturas e outros defeitos não ocorreram no lado externo da porção dobrada foi referido como "Aceitável".

[0085] Para avaliar a resistência à fratura retardada, foram medidos o "teor de hidrogeno difusível crítico Hc" e o "teor de hidrogênio difusível absorvido do ambiente HE" de cada chapa de aço. Quando Hc/HE é maior que 3, a resistência à fratura retardada foi avaliada como "Aceitável".

[0086] Para avaliar a tenacidade, espécimes de Charpy do tipo 4 especificado na JIS Z 2201 foram amostrados a um ângulo reto em relação à direção de laminação a partir da porção central da espessura da chapa, e o teste de impacto Charpy foi executado nos três espécimes a -20°C. Um valor médio das energias absorvidas dos espécimes foi calculado e a meta do valor médio é igual a ou maior que 27 J. Além disso, um cotipo de prova de Charpy subdimensionado de 5 mm foi usado para a chapa de aço (exemplo 11) tendo uma espessura de 8 mm, e um cotipo de prova de Charpy subdimensionado de 3 mm foi usado para a chapa de aço (exemplo 4) tendo uma espessura de 4,5 mm. Quando o cotipo de prova de Charpy subdimensionado é assumido como tendo uma largura do cotipo de prova de Charpy do tipo 4t (isto é, quando a largura é 10 mm), um

valor de energia absorvida de 27 J ou mais foi ajustado como valor-alvo.

[0087] Além disso, a temperatura crítica de transformação A_{c3} foi medida pela medição da expansão térmica sob uma condição a uma taxa de aumento de temperatura de 2,5°C/min usando-se um equipamento Formastor-FII da Fuji Electronic Industrial Co., Ltd.

[0088] Composições químicas (composições de chapa), valores P_{cm} , e temperaturas A_{c3} sublinhadas nas tabelas 1 e 2 não satisfazem a condição da presente invenção. Valores sublinhados nas tabelas 3 a 6 representam valores que não satisfazem as condições de produção da presente invenção ou têm propriedades insuficientes.

[0089] Nos exemplos 1 a 14 da presente invenção mostrados nas tabelas 3 and 4, o limite de escoamento, a resistência à tração, o número do tamanho de grão austenítico prévio, a fração da estrutura de martensita, a sensibilidade à fratura na solda, a capacidade de trabalho no dobramento, a resistência à fratura retardada, e a tenacidade, todos satisfazem os valores-alvo. Entretanto, as composições químicas dos exemplos comparativos 15 a 34 sublinhados nas tabelas 5 e 6 não satisfazem a faixa limitada pela presente invenção. Consequentemente, embora os exemplos comparativos 15 a 33 estejam nas faixas das condições de produção da presente invenção, um ou mais entre o limite de escoamento, a resistência à tração, o número do tamanho de grão austenítico prévio, a fração da estrutura de martensita, a sensibilidade à fratura na solda, a capacidade de trabalho no dobramento, a resistência à fratura retardada, e a tenacidade não satisfazem os valores-alvo.

[0090] Embora a composição do aço no exemplo comparativo 35 esteja na faixa da presente invenção, uma vez que o índice de sensibilidade à fratura na solda P_{cm} não satisfaz a faixa da presente invenção, a sensibilidade à fratura na solda é determinada como

sendo "Inaceitável". Embora a composição do aço no exemplo comparativo 36 esteja na faixa da presente invenção, uma vez que a temperatura A_{c3} não satisfaz a faixa da presente invenção, uma baixa temperatura de aquecimento no resfriamento não pode ser alcançada. Consequentemente, o refino do grão austenítico prévio não é suficientemente alcançado, de modo que a resistência à fratura retardada é determinada como sendo "Inaceitável". Nos exemplos comparativos 37 a 46, a composição do aço, o índice de sensibilidade à fratura na solda P_{cm} , a temperatura A_{c3} estão nas faixas da presente invenção, as condições de produção da presente invenção não são satisfeitas. Consequentemente, um ou mais entre o limite de escoamento, a resistência à tração, o número do tamanho de grão austenítico prévio, a fração da estrutura de martensita, a sensibilidade à fratura na solda, a capacidade de trabalho no dobramento, a resistência à fratura retardada, e a tenacidade não satisfazem os valores-alvo. Isto é, no exemplo comparativo 37, a temperatura de aquecimento é baixa, e o Nb não é dissolvido no aço, de modo que o refino do grão de austenita é insuficiente. Portanto, a resistência à fratura retardada do exemplo comparativo 37 é determinado como sendo "Inaceitável". No exemplo comparativo 38, como a redução de laminação cumulativa é baixa na faixa de temperaturas de igual a ou menor que 930°C e igual a ou maior que 860°C , o refino do grão de austenita é insuficiente. No exemplo comparativo 39, uma vez que a temperatura de aquecimento do resfriamento é maior que 880°C , o refino do grão da austenita é insuficiente. Portanto, a resistência à fratura retardada é determinada como sendo "Inaceitável". No exemplo comparativo 37, como a redução de laminação cumulativa é baixa na faixa de temperatura de igual a ou menor que 930°C e igual a ou maior que 860°C , o refino do grão de austenita é insuficiente. Portanto, a resistência à fratura retardada é determinada como sendo

"Inaceitável". No exemplo comparativo 40, como a taxa de resfriamento durante o resfriamento de 600°C a 300°C é baixa, a fração da estrutura de martensita de 90% ou maior não pode ser obtida. Portanto, o limite de escoamento do exemplo comparativo 39 é baixo e é determinado como sendo "Inaceitável". No exemplo comparativo 41, o revenimento não é executado, de modo que o limite de escoamento é baixo e é determinado como sendo "Inaceitável". No exemplo comparativo 42, a temperatura de revenimento excede 300°C, de modo que a tenacidade é baixa e é determinada como sendo "Inaceitável". No exemplo comparativo 43, a temperatura de revenimento é maior que a do exemplo comparativo 42, de modo que a resistência é baixa e é determinada como sendo "Inaceitável". No exemplo comparativo 44, a redução de laminação cumulativa é alta na faixa de temperatura de igual a ou menor que 930°C e igual a ou maior que 860°C, de modo que o refino do grão de austenita é insuficiente. Portanto, a resistência à fratura retardada do exemplo comparativo 44 é determinado como sendo "Inaceitável". No exemplo comparativo 45, a temperatura de término de laminação é baixa, de modo que o refino do grão de austenita é insuficiente. Portanto, a resistência à fratura retardada do exemplo comparativo 45 é determinada como sendo "Inaceitável". No exemplo comparativo 46, a temperatura de término do resfriamento acelerado é alta, de modo que a capacidade de endurecimento é insuficiente, e a fração de estrutura de martensita de 90% ou maior não pode ser obtida. Portanto, a resistência à tração do exemplo comparativo 46 é baixa e é determinada como "Inaceitável". Além disso, no exemplo comparativo 46, após a chapa de aço ter sido submetida ao resfriamento acelerado até 300°C, a chapa de aço foi submetida ao resfriamento a ar até 200°C e então encruado até 250°C.

[0091] É possível fornecer uma chapa de aço de alta resistência

que tenha excelente resistência à fratura retardada e soldabilidade e um método para sua produção.

[0092] Embora configurações preferidas da invenção tenham sido descritas e ilustradas acima, deve ser entendido que esses são exemplos da invenção e não devem ser considerados como limitadores. Adições, omissões, substituições, e outras modificações podem ser feitas sem sair do escopo da presente invenção. Consequentemente, a invenção não deve ser considerada como sendo limitada pela descrição precedente, e é limitada apenas pelo escopo das reivindicações anexas.

REIVINDICAÇÕES

1. Chapa de aço de alta resistência consistindo da seguinte composição:

0,18 a 0,23% em massa de C;

0,1 a 0,5% em massa de Si;

1,0 a 2,0% em massa de Mn;

0,020% em massa ou menos de P;

0,010% em massa ou menos de S;

mais de 0,5% em massa e igual a ou menos que 3,0% em massa de Cu;

0,25 a 2,0% em massa de Ni;

0,003 a 0,10% em massa de Nb;

0,05 a 0,15% em massa de Al;

0,0003 a 0,0030% em massa de B;

0,006% em massa ou menos de N; e

opcionalmente um ou mais elementos selecionados do grupo consistindo em: 1,5% em massa ou menos de Cr; 0,5% em massa ou menos de Mo; e 0,10% em massa ou menos de V, e

um saldo composto de Fe e as inevitáveis impurezas,

em que o índice da sensibilidade à fratura na solda P_{cm} da chapa de aço de alta resistência é calculado por $P_{cm}=[C]+[Si]/30+[Mn]/20+[Cu]/20+[Ni]/60+[Cr]/20+[Mo]/15+[V]/10+5[B]$, e é 0,39% em massa ou menos, em que [C], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V], e [B] são as concentrações (% em massa) de C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, e B, respectivamente, e

a temperatura de transformação crítica A_{c3} é igual a ou menor que 850°C,

caracterizada pelo fato de que

o valor de porcentagem de uma estrutura de martensita é igual a ou maior que 90%,

o limite de escoamento é igual a ou maior que 1300 MPa, e a resistência à tração é igual a ou maior que 1400 MPa e igual a ou menor que 1650 MPa,

o número do tamanho de grão austenítico prévio N_γ é calculado por $N_\gamma = -3 + \log_2 m$ usando um número médio m de grãos de cristal por 1 mm^2 em uma seção transversal de uma peça de amostra da chapa de aço de alta resistência, e

se a resistência à tração for menor que 1550 MPa, o número do tamanho de grão austenítico prévio N_γ satisfaz a fórmula $N_\gamma \leq [TS] - 1400 \times 0,006 + 7,0$, e se a resistência à tração for igual a ou maior que 1550 MPa, o número do tamanho de grão austenítico prévio N_γ satisfaz a fórmula $N_\gamma \leq [TS] - 1550 \times 0,01 + 7,9$, em que $[TS]$ (MPa) é a resistência à tração.

2. Chapa de aço de alta resistência de acordo com a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de que a composição compreende um ou mais elementos selecionados do grupo consistindo em:

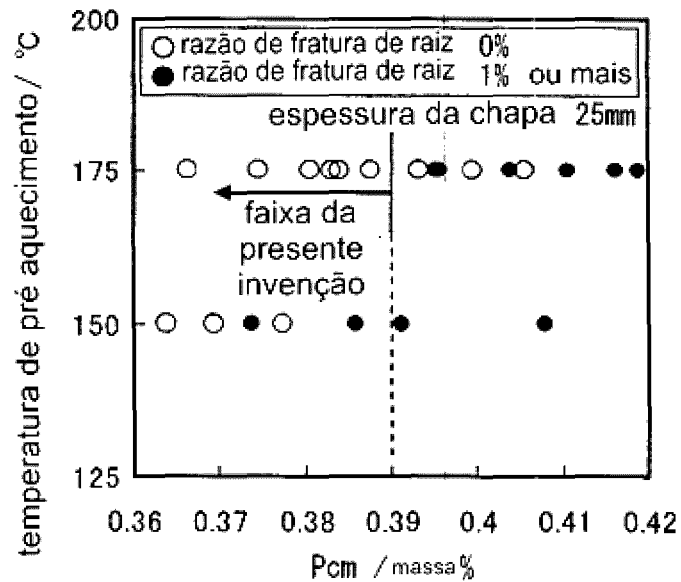
0,05 a 1,5% em massa de Cr;

0,03 a 0,5% em massa de Mo; e

0,01 a 0,10% em massa de V.

3. Chapa de aço de alta resistência de acordo com a reivindicação 1 ou 2, caracterizada pelo fato de que a espessura da chapa de aço de alta resistência é igual a ou maior que 4,5 mm e igual a ou menor que 25 mm.

FIG. 1



$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B]$,
onde [C], [Si], [Mn], [Cu], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V], AND [B] são
as concentrações (% em massa) de C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, AND B,
respectivamente.

FIG. 2

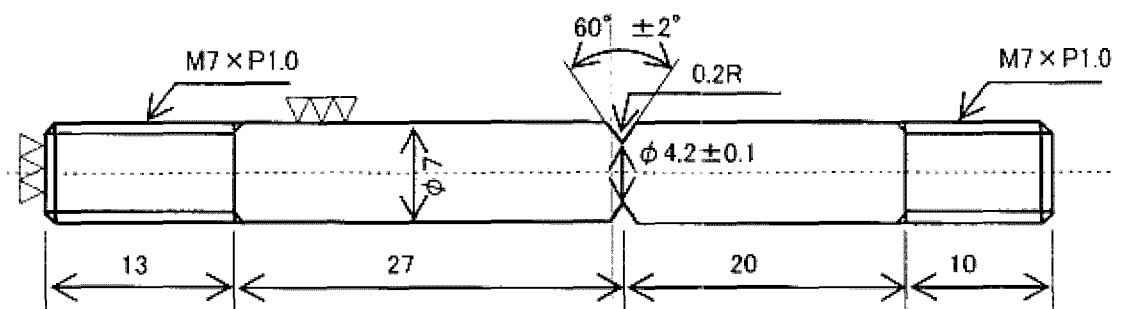


FIG. 3

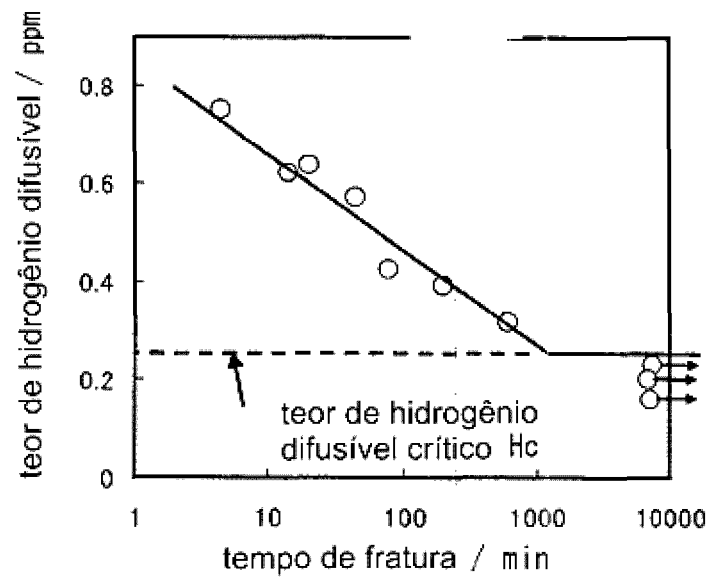


FIG. 4

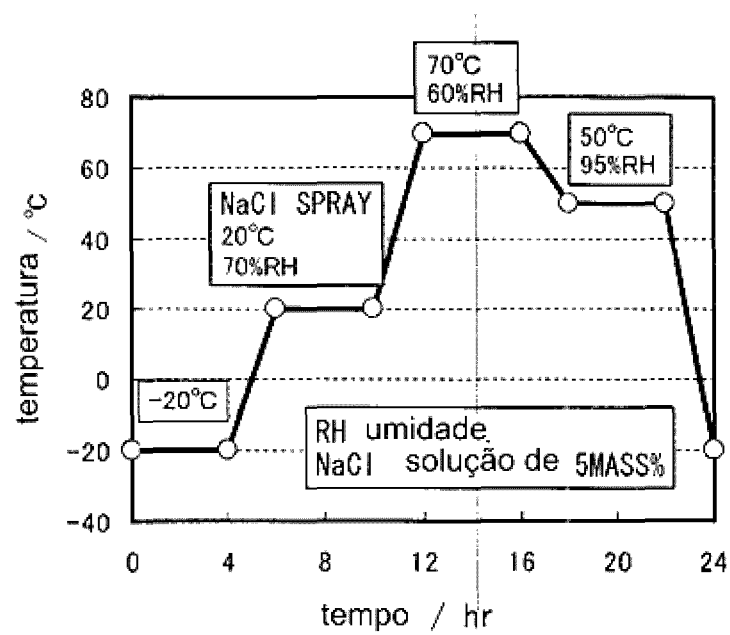


FIG. 5

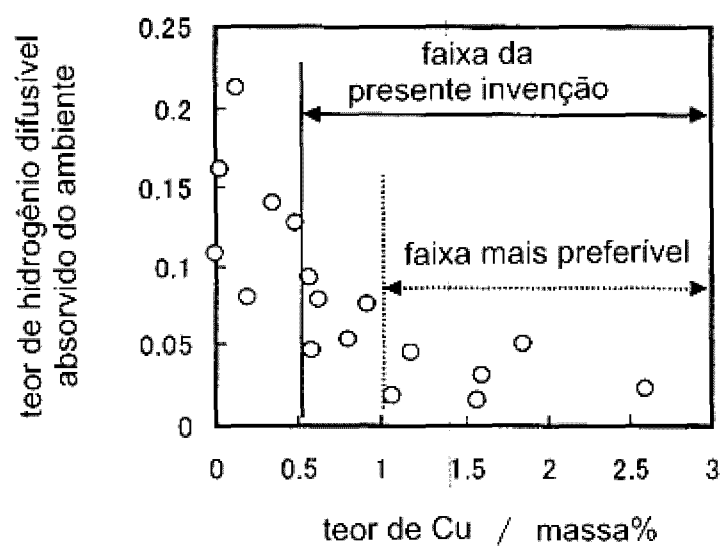


FIG. 6

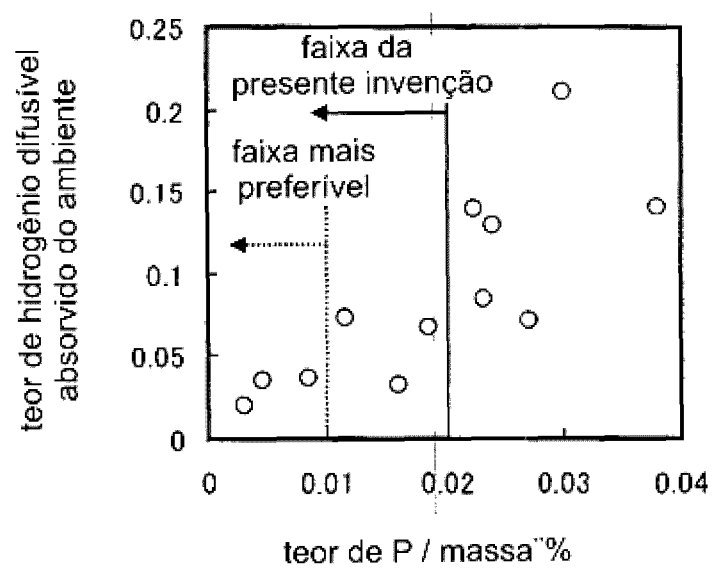


FIG. 7

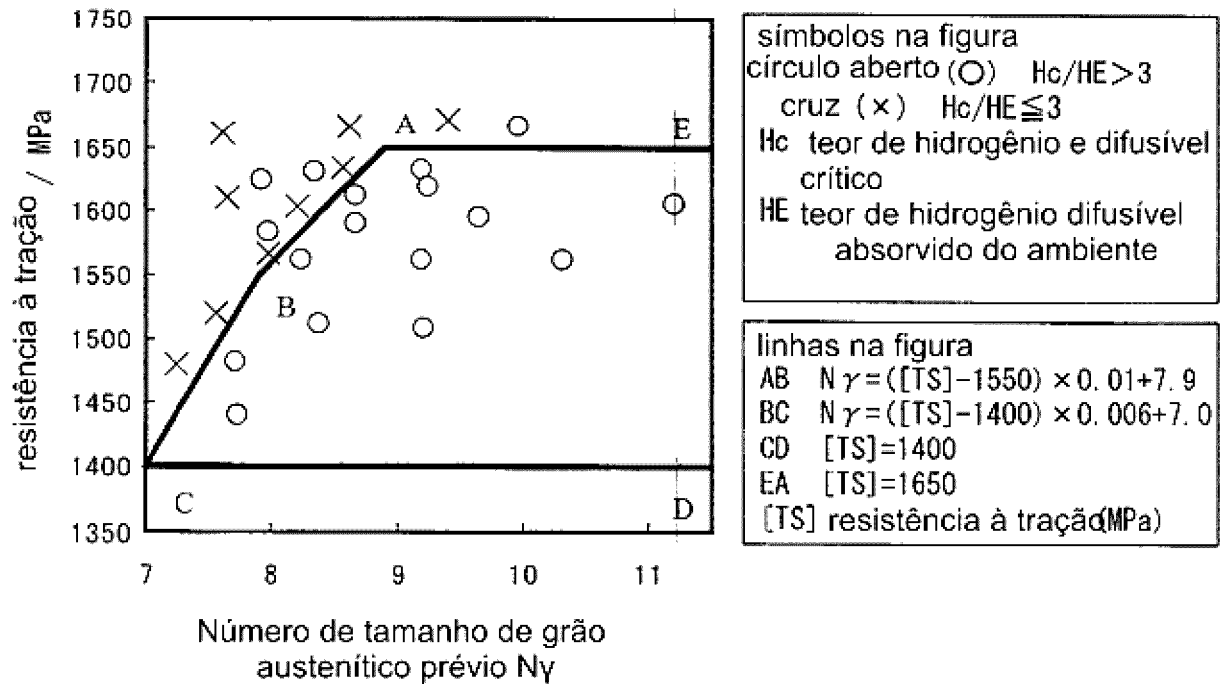


FIG. 8

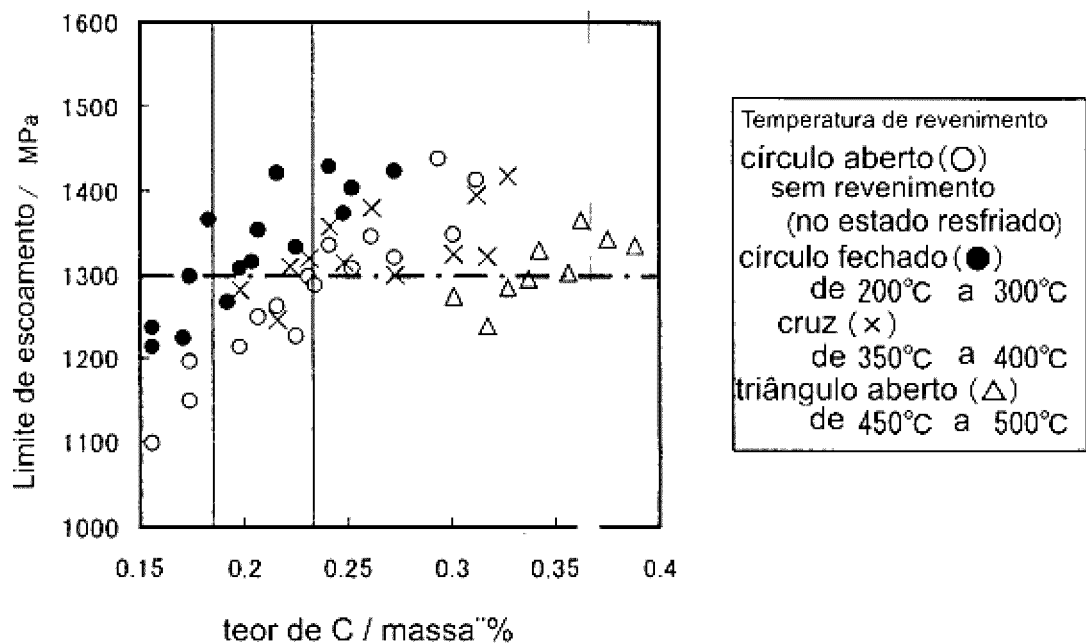


FIG. 9

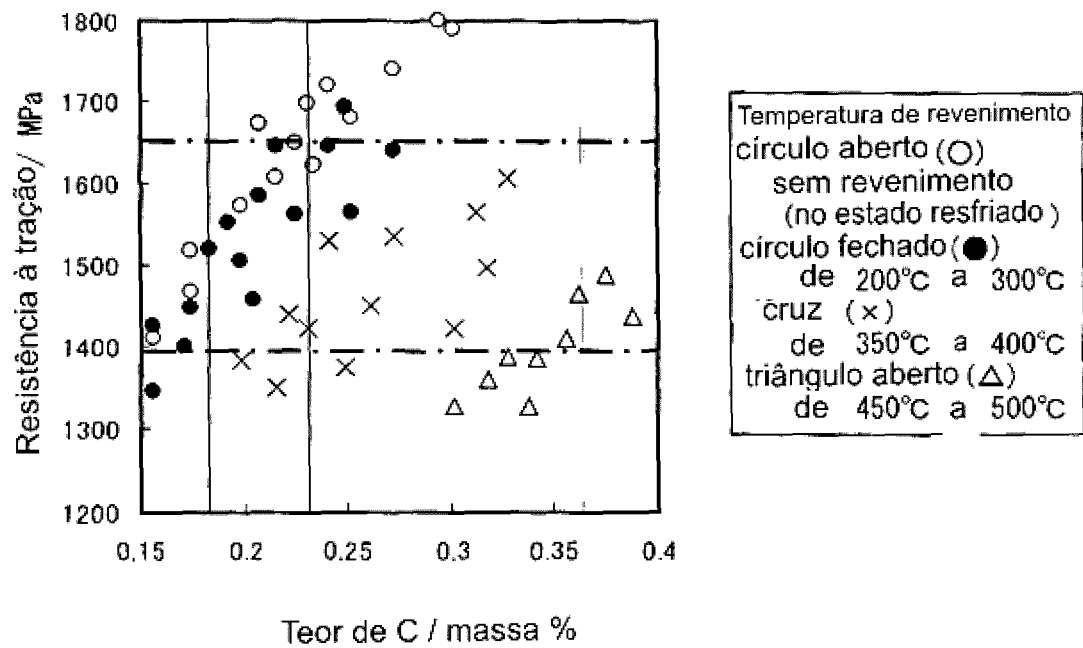


FIG. 10

