



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

(21) PI 0808347-9 A2



* B R P I 0 8 0 8 3 4 7 A 2 *

(22) Data de Depósito: 03/03/2008

(43) Data da Publicação: 29/07/2014
(RPI 2273)

(51) Int.Cl.:

C22C 38/00

C21D 8/02

C22C 38/58

(54) Título: CHAPA DE AÇO GROSSA DE ALTA RESISTÊNCIA E MÉTODO DE PRODUÇÃO DA MESMA

(57) Resumo:

(30) Prioridade Unionista: 05/03/2007 JP 2007-054279

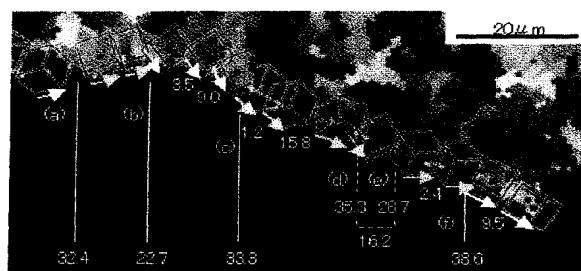
(73) Titular(es): Nippon Steel Corporation

(72) Inventor(es): Akihiko Kojima, Hiroyuki Shirahata, Masaaki Fujioka, Yoichi Tanaka

(74) Procurador(es): Dannemann, Siemsen, Bigler & Ipanema Moreira

(86) Pedido Internacional: PCT JP2008053766 de 03/03/2008

(87) Publicação Internacional: WO 2008/108333de
12/09/2008



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

CAMPO TÉCNICO

5 A presente invenção refere-se a uma chapa de aço grossa de alta resistência (doravante também referida como chapa de aço grossa de alta resistência e alta detenção ou chapa de aço de alta detenção) excelente em capacidade de deter a propagação repentina de fendas de fragilidade (doravante referida como capacidade de detenção) e método de produção
10 da mesma.

Especificamente, a presente invenção refere-se a uma chapa de aço grossa de alta resistência que tenha uma excelente capacidade de detenção da propagação repentina de fendas de fragilidade e a um método de produção da mesma, onde a espessura da chapa de aço é de 50 mm ou
15 mais (doravante referida como chapa grossa pesada), e a temperatura na qual $K_{Ic}=6000\text{N/mm}^{1.5}$ é satisfeita (doravante referida como indicador de capacidade de detenção) é de no máximo -10°C .

Uma chapa de aço conforme a presente invenção pode ser aplicada em construções com solda tais como construção naval, edifícios, pontes, tanques, e estruturas offshore. A chapa de aço conforme a presente invenção pode também ser trabalhada para tubos de aço, vigas de aço ou similares, e pode ser distribuída na forma de um produto secundário.
20

É solicitada prioridade sobre o pedido de Patente Japonesa nº 2007-54279 registrada em 5 de março de 2007, cujo teor está aqui incorporado como referência.
25

ANTECEDENTES DA TÉCNICA

De acordo com a tendência recente de aumentar o tamanho das construções de aço, é necessário o uso de chapas de aço grossas e de alta resistência. Em adição, em termos de garantir a segurança, é estritamente
30 necessário que a chapa de aço tenha capacidade de detenção da propagação repentina de fendas de fragilidade (capacidade de detenção). Por outro lado, aumentar a resistência ou a espessura de um aço geralmente resulta

em aumentar abruptamente a dificuldade em garantir a capacidade de de-
tenção, perturbando assim a aplicação da chapa de aço grossa de alta resis-
tência nas construções de aço. Em adição, há uma exigência crescente de
consumidores pela redução do prazo de entrega. Portanto, o aumento da
5 produtividade no processo de produção do aço é fortemente exigido.

Fatores metalúrgicos conhecidos para aumentar a capacidade
de detenção do aço incluem (i) refinar o tamanho do grão de cristal, (ii) adi-
ção de Ni, (iii) controle da fase secundária frágil, (iv) controle de textura, ou
similar.

10 Por exemplo, a Patente de Referência 1 (Pedido de Patente Ja-
ponesa não-examinado, Primeira Publicação, Nº H02-1293189) descreve um
método

(i) de refinar o tamanho do grão de cristal. Nesse método, o aço
é submetido a uma laminação com uma redução de 50% ou mais em uma
15 região de não-recristalização a uma temperatura não inferior à temperatura
Ar₃ e é subsequentemente submetida a uma laminação com uma redução
de 30 a 50% na região de duas fases de 700 a 750°C. Como método especí-
fico para refinar o tamanho do grão de cristal de uma chapa de aço, a Paten-
te de Referência 2 (Pedido de Patente Japonesa examinado, Segunda Pu-
20 blicação nº.H06-004903) e a Patente de Referência 3 (Pedido de Patente
Japonesa Não-examinado, Primeira Publicação nº 2003-221619) descrevem,
cada uma, um método incluindo resfriar uma superfície de uma placa antes
da laminação ou após a laminação preliminar, e fazer a placa se recuperar
pelo início da laminação enquanto se mantém a diferença de temperatura
25 entre a porção interna e a superfície da placa, gerando assim ferritas finas
na superfície da placa.

(ii) É relatado que a adição de Ni suprime a propagação de fen-
das de fragilidade pela promoção de escorregamentos transversais em uma
região de baixa temperatura (Referência de Não-Patente 1: Imao Tamura,
30 "Study on steel strength" publicado pela Nikkan Kogyo Shinbunsha, 5 de julho
de 1969, p. 125), e aumentando assim a capacidade de detenção de uma ma-
triz (Referência de Não-Patente 2: Hasebe e Kawaguchi, "Brittle fracture

propagation arrestability of Ni-added steel plate examined by taper-shaped DCB test", Iron and Steel, Vol. 61, 1975, pg. 875).

(iii) A Patente de Referência 4 (Pedido de Patente Japonesa, Primeira Publicação, Nº S59-047323) descreve um método de controle da
5 fase secundária frágil (fragilização). Nesse método, a ocorrência de martensita como uma fase frágil é controlada para ocorrer como fase dispersa fina, dispersa em uma matriz de ferrita.

(iv) Em relação ao controle de textura, a Patente de Referência 5 (Pedido de Patente Japonesa, Primeira Publicação Nº 2002-241891) des-
10 creve um método incluindo a laminação de aço bainita de baixo carbono em condições de baixa temperatura e redução pesada, acumulando assim (211) planos em paralelo ao plano do cilindro.

DESCRIÇÃO DA INVENÇÃO

Problemas a serem resolvidos pela invenção

15 No entanto, o método descrito na Referência de Patente 1 é dirigido a aços usados em condições de baixa temperatura, onde o aço tem resistência relativamente baixa devido à sua microestrutura composta principalmente de ferrita, e a espessura da chapa é de até 20 mm. Portanto, se o método for aplicado a uma chapa grossa com uma espessura de 50 mm ou
20 mais, como designado pela presente invenção, é difícil garantir uma razão de redução suficiente em termos de espessura da placa. Em adição, há um outro problema de que um tempo de espera prolongado antes de alcançar a temperatura de processamento reduz a produtividade do aço.

Em adição, é difícil garantir um limite de elasticidade de 390MPa
25 ou mais pelo método descrito nessa referência.

A aplicação do método descrito nas Referências de Patente 2 e 3 até a produção de um produto grosso tendo uma espessura de chapa de 50 mm ou mais, como designado na presente invenção, também provoca problemas. Embora uma microestrutura similar seja obtida, é difícil garantir a
30 capacidade de detenção. O efeito da ferrita refinada na porção da superfície é relativamente reduzido. Além disso, o processo de produção em si inclui um problema de que o controle térmico ao longo da espessura da chapa é

também tornado difícil, e é impossível evitar o aumento da redução durante o processo de recuperação, perturbando assim, grandemente, a produtividade.

5 Por outro lado, um custo muito elevado é necessário para formar uma liga que forneça a capacidade de detenção desejada para uma chapa de aço apenas pela adição de Ni conforme descrito no item (ii) acima. É considerado que o refino da microestrutura poderia ser combinado com a adição de Ni para garantir a capacidade de detenção enquanto reduz a adição de Ni. No entanto, não há exame para separar e quantificar a influência
10 de fatores diferentes da adição de Ni na capacidade de detenção. Na circunstância atual, ainda não há uma diretriz clara para a produção de chapas de aço com alta detenção do tipo com Ni adicionado.

Além disso, em uma chapa de aço grossa, é difícil dispersar a martensita fina no aço conforme descrito na Referência de Patente 4. Em
15 uma chapa de aço de alta resistência, tal fase frágil possivelmente deteriora a propriedade de iniciação de fendas de fragilidade.

Se a invenção descrita na Referência de Patente 5 é aplicada a uma chapa grossa, a eficiência da laminação é extremamente reduzida. Assim, tal método não é aplicável na produção industrial.

20 Conforme descrito acima, não há nenhuma tecnologia estabelecida para a produção estável e eficaz de uma chapa de aço grossa com alta detenção, conforme direcionado pela presente invenção, tendo uma espessura de chapa de 50 mm ou mais, o indicador de capacidade de detenção $T_{KCa=6000}$ de -10°C ou menos mesmo quando o limite de escoamento estiver
25 em uma faixa de 390 a 460 MPa, e que seja aplicável a grandes construções.

Com base nas circunstâncias descritas acima, um objetivo da presente invenção é fornecer uma chapa de aço grossa de alta resistência que tenha excelente capacidade de detenção da propagação repentina de
30 fendas de fragilidade que seja suficiente como um aço para grandes construções, e fornecer um método de produção que permita uma produção industrialmente estável e eficaz dessa mesma chapa de aço.

Meios para resolver os problemas

A presente invenção se refere a uma chapa de aço grossa de alta resistência tendo excelente capacidade de detenção de propagação repentina de fendas de fragilidade e a um método de produção da mesma que resolva os problemas acima descritos, e inclui os aspectos descritos abaixo.

[1] Uma chapa de aço grossa de alta resistência tendo excelente capacidade de detenção de propagação repentina de fendas de fragilidade, tendo:

uma composição contendo em % em massa, C: 0,01 a 0,14%, Si: 0,03 a 0,5%, Mn: 0,3 a 2,0%, P: 0,020% ou menos, S: 0,010% ou menos, Ni: 0,5 a 4,0%, Nb: 0,005 a 0,050%, Ti: 0,005 a 0,050%, Al: 0,002 a 0,10%, N: 0,0010 a 0,0080%, e o saldo consistindo em Fe e as inevitáveis impurezas, onde o C_{eq} definido pela fórmula (1) descrita abaixo é 0,30 a 0,50%;

uma microestrutura dominada por bainita de 60% ou mais em fração de volume, em que a fração perlita é menor ou igual a 5%,

o diâmetro equivalente do semicírculo de cementita é menor ou igual a 0,5 μm ,

a fração de ferrita bruta tendo um diâmetro equivalente de círculo maior que 25 μm é menor ou igual a 10% em porções de superfície tendo, cada uma, uma profundidade de 5% da espessura da chapa a partir das superfícies frontal e traseira da chapa, e

o diâmetro médio equivalente do círculo de domínios resistentes à propagação de trinca-padrão (iso-crack) é maior ou igual a 8 μm e menor ou igual a d (μm) definido pela fórmula (2) descrita abaixo,

onde cada um dos domínios resistentes à propagação de trinca-padrão é definido de forma que a seção (seção plana) perpendicular à direção de laminação da chapa seja definida como uma seção T, e uma direção em paralelo à superfície da chapa é definida como direção T na seção T, a porção interna na seção T é definida como a porção que exclui as porções de superfície,

a microestrutura da seção T é dividida em domínios cada um tendo a mesma orientação de cristal (domínio de iso-orientação) pela análise

da orientação da porção interna usando Electron Back Scattering Pattern (EBSP),

uma linha de medição arbitrária é desenhada na microestrutura da seção T dividida para os domínios de iso-orientação pela aplicação de um método de exame de acordo com a norma JIS G0551,

uma pluralidade de domínios de iso-orientação tendo um diâmetro equivalente de círculo de 8µm alinhados continuamente e adjacentes entre si na linha de medição são identificados excluindo os domínios de iso-orientação tendo um diâmetro equivalente de círculo de menos de 8µm,

o eixo <001> mais próximo da direção T é selecionado entre os três eixos <001> de cada um dos domínios de iso-orientação identificados,

um ângulo (ângulo de desvio da propagação da fenda) formado pelo eixo <001> mais próximo da direção T dos domínios com iso-orientação identificados é medido em cada par adjacente dos domínios de iso-orientação da linha de medição,

os domínios de iso-orientação alinhados continuamente que satisfazem um ângulo não maior que 20° e os domínios de iso-orientação adjacentes tendo um diâmetro equivalente de círculo de menos de 8µm são estimados constituir um domínio que resiste à propagação da trinca-padrão.

$$Ceq=[C]+[Mn]/6+([Cu]+[Ni])/15+([Cr]+[Mo]+[V])/5 \dots(1)$$

$$d = (7,11 \times [Ni] + 11) \times (1,2 - t/300) \dots(2)$$

em que [X] denota o teor (em % em massa) de um elemento X e t denota a espessura da chapa (mm).

[2] Uma chapa de aço grossa de alta resistência tendo excelente capacidade de detenção de propagação repentina de fendas de fragilidade conforme descrito no item [1] acima, também contendo, em % em massa, um ou dois ou mais elementos selecionados entre Cu: 0,05 a 1,5%, Cr: 0,05 a 1,0%, Mo: 0,05 a 1,0%, V: 0,005 a 0,10%, B: 0,0002 a 0,0030%.

[3] Uma chapa de aço grossa de alta resistência tendo excelente capacidade de detenção de propagação repentina de fendas de fragilidade conforme descrito nos itens [1] e [2] acima, também contendo, em % em massa, um ou dois ou mais elementos selecionados entre Mg: 0,0003 a

0,0050%, Ca: 0,0005 a 0,0030%, REM: 0,0005 a 0,010%.

[4] Um método de produção de uma chapa de aço grossa de alta resistência tendo excelente capacidade de detenção de propagação repentina de fendas de fragilidade, incluindo: reaquecer uma placa de aço tendo
5 uma composição conforme descrito em qualquer um dos itens [1] a [3] acima até 950 a 1150°C;

executar laminação bruta (laminação preliminar) no aço a uma temperatura de no mínimo 900°C com uma redução cumulativa de 30% ou mais;

10 executar laminação de acabamento no aço a uma temperatura de no mínimo a temperatura Ar_3 e de no máximo $T(^{\circ}C)$ definida pela fórmula (3) descrita abaixo, com uma redução cumulativa de 40%;

executar resfriamento acelerado do aço com uma taxa de resfriamento de 8°C/s ou mais em média através da espessura da chapa a partir
15 de uma temperatura de no mínimo a temperatura Ar_3 até uma temperatura de no máximo 500°C.

$$T = (37 \times [Ni] + 810) \times (1,1 - t/500) \dots (\bullet)$$

em que [Ni] denota o teor de Ni (em % em massa) e t denota a espessura da chapa (mm).

20 [6] Um método de produção de chapa de aço grossa tendo excelente capacidade de detenção de propagação repentina de fendas de fragilidade conforme descrito no item [5] acima, também incluindo a execução do encruamento do aço a uma temperatura de 300 a 600°C após o término do resfriamento acelerado.

25 Efeito da Invenção

Aplicando-se a presente invenção, chapas de aço de alta capacidade de detenção aplicáveis a grandes construções podem ser fornecidas por um método de produção estável e eficaz, onde os indicadores da capacidade de detenção $T_{KCa=6000}$ das chapas são -10°C ou menos, mesmo
30 quando as chapas de aço são chapas grossas tendo uma espessura de 50 mm ou mais, e o limite de elasticidade do aço está em uma faixa de 390 a 460 MPa. Portanto, a presente invenção tem grande eficiência industrial.

BREVE EXPLICAÇÃO DOS DESENHOS

A figura 1 mostra um exemplo de mapeamento da orientação de cristal de acordo com EBSP e a análise do limite dos domínios de resistência à propagação de trinca-padrão.

5 A figura 2 é um gráfico mostrando uma mudança de capacidade de detenção dependendo da quantidade de adição de Ni.

A figura 3 é um gráfico mostrando os efeitos da adição de Ni e do tamanho efetivo de grão na capacidade de detenção.

10 A figura 4 é um gráfico mostrando a relação entre a fração de perlita e a capacidade de detenção.

A figura 5 é um gráfico mostrando a relação entre o diâmetro equivalente de círculo de cementita e a capacidade de detenção.

15 A figura 6 é um gráfico mostrando a relação entre a capacidade de detenção e a fração de ferrita bruta tendo um diâmetro equivalente de círculo de 25 μm ou mais em porções de superfície tendo uma profundidade de 5% da espessura da chapa a partir das superfícies frontal e traseira da chapa.

20 A figura 7 é um gráfico mostrando a relação entre o teor de Ni e o tamanho efetivo de grão necessário para fornecer uma capacidade de detenção predeterminada a um aço.

A figura 8 é um gráfico mostrando a dependência da espessura da chapa do tamanho efetivo de grão necessário para fornecer uma capacidade de detenção predeterminada a um aço.

25 A figura 9 é um gráfico mostrando a relação entre o teor de Ni e a temperatura de término da laminação necessária para fornecer uma capacidade de detenção predeterminada a um aço.

A figura 10 é um gráfico mostrando a dependência da espessura da chapa da temperatura de término da laminação necessária para fornecer uma capacidade de detenção predeterminada a aço.

30 MELHOR FORMA DE EXECUÇÃO DA INVENÇÃO

A seguir, uma configuração da presente invenção é explicada em detalhes.

Os inventores executaram pesquisa experimental em fatores que dominam a capacidade de detenção de um aço que tenha um limite de escoamento de 390 a 460 MPa e uma microestrutura dominada por bainita (60% ou mais em fração volumétrica). Como resultado, os inventores descobriram um método que garante a capacidade de detenção mesmo em uma chapa de aço grossa que tenha uma espessura de 50 mm ou mais. Pontos importantes na presente invenção incluem novas descobertas descritas nos itens (1) a (5) abaixo.

(1) A unidade de fratura durante a propagação de uma fenda de fragilidade não corresponde aos limites aparentes do grão de cristal, mas corresponde aproximadamente aos limites do grão de cristal obtidos pela análise da orientação de cristal usando EBSD. Especificamente, um diâmetro médio equivalente do círculo (tamanho efetivo do grão de cristal) de um domínio resistente à propagação de trinca-padrão (inclusive grãos tendo um diâmetro equivalente de círculo de menos de 8 μm) mostra boa correlação com a capacidade de detenção, onde os limites do domínio são definidos identificando-se os eixos $\langle 001 \rangle$ mais próximos de uma direção T perpendicular à direção de laminação. Isto é, onde ângulos de 20° ou mais são necessários para os eixos $\langle 001 \rangle$ identificados dos grãos (excluindo os grãos tendo um diâmetro equivalente de círculo de menos de 8 μm) para serem coincidentes entre si, os limites dos domínios são definidos entre os grãos.

(2) Onde Ni é adicionado em uma quantidade de 0,5% ou mais, o efeito aparente da melhoria da capacidade de detenção aparece. O efeito do Ni e o efeito do refino do tamanho de grão são independentes entre si, e, portanto, um efeito substancialmente aditivo pode ser obtido. Isto é, pela adição de Ni, uma capacidade de detenção similar pode ser garantida mesmo em uma microestrutura bruta. Como resultado, é possível reduzir a carga no processo de produção tal como aumentando a temperatura de término da laminação.

(3) Onde a fração de perlita excede 5%, a perlita bruta tende a agir como um ponto de partida para fendas de fragilidade diminuindo assim a capacidade de detenção mesmo quando o aço tem um tamanho efetivo de

grão fino. Para evitar tal fenômeno, é necessário controlar a taxa de resfriamento do resfriamento acelerado e a temperatura (de término) almejada na qual o resfriamento é interrompido.

5 (4) Cementitas finas tendo um diâmetro médio equivalente de círculo de 0,5 mm ou menos contribui para melhorar a capacidade de detenção. Para manter o tamanho de grão fino da cementita, é necessário controlar o resfriamento acelerado após a laminação e as condições do tratamento térmico subsequente.

10 (5) Embora o aço tenha tamanho efetivo de grão fino para a espessura da chapa, a capacidade de detenção do aço deteriora quando a fração de ferrita bruta gerada na porção de superfície excede 10%. Para evitar tal deterioração, é necessário controlar a temperatura de término de laminação e a temperatura de início do resfriamento não ser muito baixa.

A seguir, são explicadas as constituições da presente invenção.

15 Em geral, a unidade estrutural básica que domina a tenacidade do aço bainita não é o tamanho de grão da austenita anterior, mas o tamanho de uma região de um assim chamado pacote ou bloco (em relação a um pacote ou bloco veja a Referência de Não-Patente: Matsuda, Inoue, Mimura, e Okamura, "Toughness and effective grain size of low-alloy heat-treated high-tensile steel", Proc. of Int. Symp. on Towered Improved Ductility and Toughness. Climax Molybdenum Co., Kyoto (1971), p. 47). A tenacidade é
20 melhorada uma vez que a região tem um tamanho pequeno.

Entretanto, de acordo com a observação microestrutural usando-se um microscópio ótico, é difícil medir o tamanho dos pacotes e blocos. Além disso, onde há ferrita misturada na microestrutura, é muito difícil definir a
25 unidade de estrutura básica objetivamente.

Com base nas circunstâncias acima descritas, os inventores inicialmente produziram chapas de aço de 50 mm de espessura sob várias condições usando uma placa que não continha Ni, trabalharam as chapas de
30 aço para corpos de prova quadradas de 500 mm cada uma entalhadas até uma profundidade de 29 mm, e submetido os corpos de prova a um gradiente de temperatura do tipo teste ESSO para avaliar a capacidade de detenção

de acordo com o método descrito na WES 3003. Após isto, pela observação da superfície da fratura do corpo de prova com o uso de um microscópio de varredura eletrônica, e medida a unidade (unidade da face da fratura) da superfície da clivagem envolvida pela porção de fratura chamada crista de ruptura, e confirmou sua boa correlação com a capacidade de detenção.

A seguir, foi executada a medição EBSP em um plano de seção perpendicular à superfície de fratura acima descrita. O resultado da análise da orientação do cristal dos grãos subjacentes à superfície da fratura foi comparado com uma fotografia. Assim, as condições de limite da unidade de fratura foram examinadas cuidadosamente. A figura 1 mostra um exemplo do exame. A análise foi executada nos pontos representativos e os domínios de iso-orientação foram analisados com base nos mapas de orientação obtidos por EBSP. Cubos constituídos de planos $\{100\}$ (que são considerados como sendo planos de divisão) e a direção da propagação de fendas supondo que a fenda se propaga ao longo dos planos $\{100\}$ foram mostrados na figura 1.

Os números na figura 1 denotam os ângulos (ângulos de desvio da propagação de fendas) necessários para fazer os eixos $\langle 001 \rangle$ mais próximos coincidirem entre si, isto é, os ângulos necessários para fazer os planos $\{100\}$ perpendiculares à direção T coincidirem entre si ao permitir sua rotação. Por esta análise, foi confirmado que a orientação da propagação das fendas parece mudar onde o ângulo de desvio da propagação de fendas foi 20° ou mais como mostrado em (a), (b), (c), e (f). Como resultado da observação da superfície de fratura, foi confirmado que os limites das condições críticas acima descritas atualmente constituíram os limites do tamanho da unidade da face da fratura. Por outro lado, em alguns casos como mostrado em (d) a (e), a propagação de fendas não muda sua direção em domínios de tamanhos pequenos mesmo quando o ângulo de desvio é maior que 20° . Tal fenômeno é considerado corresponder a um envólucro da fratura e da superfície da fratura dúctil. Tal fenômeno é observado nos domínios que tenham um diâmetro equivalente de círculo menor que $8 \mu\text{m}$. Como resultado da observação da superfície da fratura, foi também confirmado que limi-

tes aparentes não foram constituídos por tais pequenos domínios. Na determinação do tamanho efetivo de grão, os domínios existentes menores que 8 μm podem ser unidos a qualquer um dos grãos adjacentes em ambos os lados, e os limites do domínio resistente à propagação de trinca-padrão pode
5 der determinado examinando-se os ângulos de desvio entre os dois domínios adjacentes. Conforme descrito acima, o tamanho efetivo de grão pode ser estimado excluindo-se os grãos menores que 8 μm a partir do resultado da análise EBSP, determinando os limites dos domínios que apresentam um ângulo de desvio de propagação de fratura de no mínimo 20°, e calculando-se o diâmetro equivalente de círculo médio dos domínios envolvidos pelos
10 limites.

Como resultado do exame cuidadoso da relação entre o tamanho de grão eficaz assim medido e a capacidade de detenção do aço, foi descoberto que a laminação de acabamento teve de ser executada a uma
15 temperatura baixa de no máximo 800°C de modo a fornecer uma capacidade de detenção de nível suficiente para ser aplicada em aço para grandes construções, e que foi necessário ter o resfriamento a ser iniciado a partir da alta temperatura de modo a controlar o limite de escoamento para ser 390MPa ou mais, tornando muito difícil produzir o aço efetiva e estavelmente.

Portanto, o efeito da adição de Ni foi examinado cuidadosamente em detalhes como uma solução para o problema descrito acima. Foram laminadas placas mudando-se variadamente o equilíbrio dos teores de Ni e Mn de forma que fossem obtidas substancialmente as mesmas microestruturas e resistências. Sob as mesmas condições, as chapas de aço de 50 mm
20 de espessura, e as chapas de aço de 80 mm de espessura foram produzidas a partir das placas, e sua capacidade de detenção foi examinada com base em um teste ESSO. Como resultado, foi confirmado que a capacidade de detenção tendeu a aumentar com o aumento do teor de Ni embora o tamanho efetivo de grão fosse quase imutável. Esta tendência é mostrada na fi-
25 gura 2.

Aqui, a capacidade de detenção foi avaliada a uma temperatura ($T_{KCa=6000}$) na qual a capacidade de detenção da propagação repentina de

fendas de fragilidade K_{ca} satisfaz $K_{ca}=6000\text{N/mm}^{1.5}$. Da figura 2, foi confirmado que a capacidade de detenção foi aparentemente melhorada onde o teor de Ni foi 0,5% ou mais. Pela observação das superfícies das fraturas dos corpos de prova ESSO, a aparência das irregularidades tridimensionais aparentemente aumentou à medida que o teor de Ni aumentou. Esse fenômeno pode ser explicado pelo Ni solúvel aumentando deslizes cruzados tornando assim a direção de propagação das fraturas aleatória.

A seguir, para distinguir individualmente e quantificar os efeitos da adição de Ni e o refino do tamanho efetivo de grão, as chapas de aço obtidas pela laminação da placa de aço contendo Ni descrita acima sob várias condições foram submetidas a exame da sua capacidade de detenção. Como resultado, foi descoberto que o efeito de melhoria da capacidade de detenção pelo refino do grão não dependeu do teor de Ni, e pode substancialmente ser resumido pelo efeito do teor de Ni. Esse comportamento é mostrado na figura 3. Isto é, adicionando-se uma quantidade adequada de Ni, é possível garantir a capacidade de detenção sem refinar o tamanho efetivo do grão. Portanto, onde uma alta eficiência de produção do aço é necessária, independentemente do custo da ligação com Ni, é possível aumentar a temperatura de acabamento da laminação pela adição de Ni, encurtando assim o tempo de espera para a temperatura de processo. Como resultado, é possível aumentar notavelmente a produtividade de um aço grosso.

Os inventores também examinaram a influência dos fatores de microestrutura diferentes do tamanho efetivo de grão na capacidade de detenção, uma vez que foi confirmado que chapas de aço de tamanho efetivo de grão fino ocasionalmente mostraram uma capacidade de detenção insuficiente.

Um dos fatores é a ocorrência de perlita misturada na estrutura dominada por bainita. Onde a fração de estrutura de perlita aumenta, a capacidade de detenção tende a ser deteriorada devido à quantidade crescente de perlita bruta que age como ponto de partida da fratura frágil. Portanto, conforme mostrado na figura 4, é necessário controlar a fração de perlita para ser 5% ou menos.

Em adição, foi confirmado que a capacidade de detenção foi também afetada pelo tamanho da cementita incluída na bainita. Conforme mostrado na figura 5, a capacidade de detenção é reduzida onde o diâmetro equivalente médio do círculo da cementita excede 0,5 μm . Pode ser estimado que cementitas finas geram microfraturas em seus limites de grãos na matriz antes da propagação da trilha principal, diminuindo assim o estado de estresse na ponta da fratura. Por outro lado, onde a cementita é embrute-cida, como a perlita, a cementita age como uma origem para fazer ocorrerem as fraturas frágeis, diminuindo assim a capacidade de detenção.

Além disso, foi confirmado que a ferrita bruta gerada nas porções de superfície também reduziram a capacidade de detenção. Esta ferrita bruta da superfície é gerada onde um aço de capacidade de endurecimento relativamente baixa (temperabilidade) é laminado a uma temperatura menor que a temperatura A_{r3} ou onde a laminação é acabada a uma temperatura não inferior à temperatura A_{r3} , mas onde a temperatura de início do resfriamento está abaixo da temperatura A_{r3} . Conforme mostrado na figura 6, uma redução notável de capacidade de detenção pode ser evitada onde a fração de ferrita tendo um diâmetro equivalente de círculo maior que 25 μm não é maior que 10% nas porções de superfície cada uma tendo uma profundidade de 5% da espessura da chapa a partir das superfícies frontal e traseira da chapa.

Para tornar claro o princípio de produção de uma chapa de aço grossa de alta resistência e alta detenção enquanto se levam em consideração os fatores metalúrgicos descritos acima, a influência do tamanho efetivo de grão, o teor de Ni, e a espessura da chapa na capacidade de detenção foram examinados em maiores detalhes usando-se chapas de aço que satisfizessem as condições descritas acima em relação à perlita, cementita e ferrita de superfície. Como resultado, foi descoberto que o tamanho efetivo de grão precisou ser igual a ou menor que o valor d descrito abaixo.

$$d = (7,11 \times [\text{Ni}\%] + 11) \times (1,2 - t/300),$$

em que $[\text{Ni}]$ denota o teor de Ni (em % em massa) e t denota a espessura da chapa (mm).

Na determinação do valor d acima descrito, a equação linear derivada da figura 7 com base na influência do tamanho efetivo de grão e do Ni na capacidade de detenção da chapa que tenha uma espessura de 50 mm foi combinada para a equação do efeito da espessura derivada da figura 8 com base no resultado de testes nos quais a espessura da chapa foi variada pelo polimento das superfícies frontal e traseira da chapa de 80 mm de espessura que continha 2% de Ni. Onde o tamanho efetivo de grão é maior que o valor d acima descrito, a cadeia de ruptura não é formada com frequência suficiente quando uma fenda de fragilidade se propaga de um grão para outro. Portanto, o efeito de suprimir a propagação de uma fratura é reduzido, e a capacidade de detenção é reduzida.

A seguir, é explicada a razão para a limitação das condições de produção.

Na presente invenção, a temperatura de reaquecimento de uma placa foi controlada para dar 950 a 1150°C. Onde a temperatura de reaquecimento é inferior a 950°C, a homogeneização dos elementos de ligação é insuficiente, causado assim propriedades não-homogêneas. Onde a temperatura de reaquecimento excede 1150°C, os tamanhos de grão da austenita são embrutecidos. Portanto, há a possibilidade de que seja difícil obter uma microestrutura fina no estado final.

A laminação bruta subsequente deve ser executada a uma temperatura de 900°C ou mais com uma redução cumulativa de 30% ou mais. Se as condições descritas acima não forem satisfeitas, a recristalização dos grãos de austenita não prossegue suficientemente, resultando em uma microestrutura de grãos mistos que pode causar propriedades não-homogêneas.

A laminação de acabamento a seguir é o processo mais importante para o refino do tamanho efetivo de grão que domina a capacidade de detenção. A laminação de acabamento é executada a uma temperatura de no mínimo a temperatura Ar_3 (temperatura na qual se inicia a formação de ferrita durante o resfriamento do aço) e de no máximo a temperatura $T(^{\circ}C)$ descrita abaixo com uma redução cumulativa de 40% ou mais.

$$T = (37 \times [Ni] + 810) \times (1,1 - t/500),$$

em que $[Ni]$ denota o teor de Ni (em % em massa) e t denota a espessura da chapa (mm).

Na temperatura T descrita acima, uma equação linear é combinada com uma equação do efeito da espessura, onde a equação linear é derivada da figura 9 que mostra a relação entre o teor de Ni e a temperatura da laminação de acabamento necessária para satisfazer $T_{KCa}=6000 \leq -10^{\circ}\text{C}$ com base nos resultados das experiências descritas acima, e a equação do efeito da espessura é derivada da figura 10 com base nos resultados experimentais obtidos enquanto se mudou variadamente a espessura e a temperatura de laminação de acabamento usando-se placas que continham 2% de Ni. Onde a temperatura é menor que A_{r3} , ferritas brutas tendo um diâmetros equivalentes de círculo maiores que $25\mu\text{m}$ são geradas, diminuindo assim a capacidade de detenção, a resistência, a tenacidade, e a ductilidade da chapa de aço. Por outro lado, onde a temperatura excede a temperatura T descrita acima, ou onde a redução cumulativa for menor que 40%, a capacidade de detenção é reduzida uma vez que o tamanho efetivo de grão não é suficientemente refinado. Selecionando-se uma temperatura levemente inferior à temperatura T descrita acima de acordo com a quantidade de Ni adicionada, é possível encurtar o tempo de espera para a temperatura de processo antes da laminação de acabamento, tornando assim possível produzir efetivamente chapas de aço grossas de alta resistência.

Após o término da laminação de acabamento, a chapa de aço é submetida ao resfriamento acelerado a partir de uma temperatura de no mínimo a temperatura A_{r3} até uma temperatura de 500°C ou menos com uma taxa de resfriamento de 8°C/s ou mais. Onde a temperatura de início do resfriamento é menor que A_{r3} , a fração de ferrita bruta nas porções de superfície excede 10%, deteriorando assim a capacidade de detenção. Onde a taxa de resfriamento é menor que 8°C/s , ou onde a temperatura de término do resfriamento é maior que 500°C , uma resistência suficiente não é obtida. Em adição, a capacidade de detenção é reduzida pelo refino insuficiente do tamanho efetivo de grão, embrutecimento da cementita que pode contribuir com a melhoria da capacidade de detenção, ou pela geração de perlita ex-

cedendo 5%.

Após o resfriamento acelerado, um tratamento de têmpera pode ser executado a uma temperatura de 300 a 600°C de modo a controlar a resistência e a tenacidade da chapa de aço. Onde a temperatura de têmpera é menor que 300°C, a ductilidade e a tenacidade não são suficientemente me-
5 melhoradas. Onde a temperatura de têmpera excede 600°C, a capacidade de detenção é reduzida pelo embrutecimento da cementita.

A seguir, são explicadas as razões para limitação da composição da presente invenção.

10 C (carbono) é um elemento que contribui para a geração de cementita e prevenção do embrutecimento da microestrutura. Em adição, o carbono é um elemento inevitável para aumentar a resistência do aço a baixo custo. Portanto, o carbono é adicionado em uma quantidade de 0,01% ou mais. Por outro lado, uma adição muito grande de carbono torna difícil asse-
15 garantir uma tenacidade da ZAC (Zona Afetada pelo Calor) no momento da grande entrada de calor da soldagem, e facilmente embrutece a cementita. Portanto, o limite superior do teor de carbono é controlado para ser 0,14%.

Si (silício) é um elemento desoxidante econômico e é adicionado em uma quantidade de 0,03% ou mais para endurecimento por solução sólida. Por outro lado, um teor de silício excedendo 0,5% deteriora a capacidade
20 de soldagem e a tenacidade da ZAC. Portanto, o limite superior do teor de silício é controlado para ser 0,5%.

Mn (manganês) é adicionado em uma quantidade de 0,3% ou mais uma vez que o manganês é um elemento eficaz para melhorar a resis-
25 tência e a tenacidade do aço. Por outro lado, o Mn deteriora a tenacidade da ZAC e a propriedade de fratura na solda. Portanto, o limite superior do teor de manganês é controlado para ser 2,0%.

Embora os teores de P (fósforo) e S (enxofre) sejam preferivelmente controlados para serem tão baixos quanto possível, é necessário um
30 grande custo para reduzir industrialmente os teores de P e de S. Portanto, os limites superiores são controlados para serem 0,02% para o P e 0,01% para o S.

Ni (níquel) é adicionado em uma quantidade de 0,5% ou mais uma vez que o níquel é efetivo para garantir a resistência e para melhorar a capacidade de detenção da tenacidade da ZAC. O teor de Ni é controlado para ser no máximo 4,0% uma vez que quantidades crescentes de Ni resultam em custos crescentes de uma placa.

Onde adicionado em pequena quantidade, o Nb (nióbio) é um elemento que contribui para o refino da microestrutura, reforço da transformação e reforço da precipitação, e é eficaz para garantir a resistência da matriz. Portanto, o Nb é adicionado em uma quantidade de 0,005% ou mais. Por outro lado, a adição excessiva de Nb endurece a ZAC e deteriora notavelmente a tenacidade. Portanto, o limite superior de Nb é controlado para ser 0,050%.

Onde adicionado em uma pequena quantidade, o Ti (titânio) é eficaz no refino da estrutura, reforço da precipitação que melhora a resistência e a tenacidade do metal base e geração de TiN que melhora a tenacidade da ZAC da junta soldada. Portanto, o Ti é adicionado em uma quantidade de 0,005% ou mais. Por outro lado, uma adição excessiva de Ti deteriora notavelmente a tenacidade da ZAC. Portanto, o limite superior de Ti é controlado para ser 0,050%.

Al (alumínio) é um elemento desoxidante importante e é adicionado em uma quantidade de 0,002% ou mais. Por outro lado, a adição excessiva de alumínio deteriora a qualidade de superfície da placa e forma inclusões que perturbam a tenacidade do aço. Portanto, o limite superior do alumínio é controlado para ser 0,10%.

N (nitrogênio) é combinado com Ti e forma nitretos que melhoram a tenacidade da ZAC. Portanto, N é adicionado em uma quantidade de 0,010% ou mais. Por outro lado, uma adição excessiva de N gera fragilidade pelo N solúvel. Portanto, a quantidade de N é controlada para ser 0,0080% ou menos.

Elementos opcionais adicionais são limitados pela razão descrita abaixo.

Cada um dos elementos entre Cu (cobre), Cr (cromo), e Mo (mo-

libdênio) aumenta a capacidade de endurecimento e é eficaz no reforço do aço. Portanto, eles são adicionados em uma quantidade de 0,05% ou mais. Por outro lado, o Cu é limitado para ser 1,5% ou menos, e Cr e Mo são limitados para serem 1,0% ou menos uma vez que sua adição excessiva deteriora a tenacidade da ZAC.

V (vanádio) contribui para o aumento da resistência pelo efeito do reforço da precipitação. Portanto, V é adicionado e, uma quantidade de 0,005% ou mais. Por outro lado, seu limite superior é controlado para ser 0,10% uma vez que uma adição de V excedendo 0,10% reduz a tenacidade da ZAC.

B (boro) é um elemento para melhorar a capacidade de endurecimento e é eficaz para aumentar a resistência do aço pela sua adição em uma quantidade adequada. Por outro lado, uma adição excessiva de B deteriora a capacidade de soldagem. Portanto, o teor de boro é controlado para ser 0,0002 a 0,0030%.

Mg (magnésio), Ca (cálcio), e REM formam óxidos finos ou sulfetos e contribuem para a melhoria da tenacidade da ZAC. Por outro lado, uma adição excessiva embrutece as inclusões e reduz a tenacidade. Portanto, o Mg é controlado para estar em uma faixa de 0,0003 a 0,0050%, Ca é controlado para estar em uma faixa de 0,0005 a 0,0030%, REM é controlado para estar em uma faixa de 0,0005 a 0,010%. REM denota um elemento terra rara (metal terra rara) tal como La, Ce, ou similar.

Além disso, para garantir a resistência do metal base e a resistência da junta consistentemente, o C_{eq} mostrado pela fórmula descrita abaixo deve ser controlado para estar em uma faixa de 0,30 a 0,50%. Onde o C_{eq} for menor que 0,30%, é difícil garantir o limite de elasticidade para ser 390 MPa ou mais em um metal base feito de aço grosso tendo uma espessura de chapa de 50 mm ou mais. Onde o C_{eq} excede 0,50%, é difícil garantir a capacidade de soldagem e a tenacidade da junta. Em adição, há a possibilidade de que a capacidade de detenção seja reduzida por uma resistência muito alta.

$$C_{eq} = [C] + [Mn]/6 + ([Cu] + [Ni])/15 + ([Cr] + [Mo] + [V])/5,$$

onde [símbolo do elemento] denota o teor (em % em massa) do elemento. Isto é, onde X denota o símbolo de um elemento, [X] denota o teor (em % em massa) do elemento X.

Exemplos

5 A seguir, os efeitos da presente invenção são mostrados aparentemente de acordo com exemplos. A presente invenção não é limitada aos exemplos descritos abaixo, e pode ser configurada de modo modificado dentro de uma faixa do escopo da invenção.

10 Chapas de aço, cada uma tendo uma espessura de 50 a 80 mm foram produzidas de acordo com o método de produção mostrado nas Tabelas 2 e 3 usando-se placas tendo, cada uma a composição mostrada na Tabela 1. A microestrutura, a resistência do metal base, e a capacidade de retenção das chapas de aço estão mostradas nas Tabelas 4 e 5.

15 A fração de ferrita bruta da superfície (fração α bruta da superfície) foi medida com base na análise da imagem de um micrografo ótico da seção T de uma porção de superfície externa de uma chapa de aço.

20 A fração de perlita foi medida com base em uma fotografia microscópica ótica de uma seção T obtida a partir de 5 mm de profundidade a partir da superfície das chapas, uma porção a 1/4 da espessura da chapa, e a porção central da espessura da chapa.

25 Amostras de réplica foram obtidas a partir das três porções descritas acima ao longo da espessura da chapa. O tamanho de grão da cementita (diâmetro θ) foi determinado como o diâmetro médio equivalente de círculo calculado a partir de fotografias tiradas por um microscópio de transmissão eletrônica a partir das amostras de réplica.

30 Amostras de EBSP foram obtidas a partir das três porções descritas acima ao longo da espessura da chapa de forma que seções T fossem submetidas à medição. Em cada amostra, após medir a região $500 \times 500 \mu\text{m}$ com todos os picos de $1 \mu\text{m}$, foi executada a análise da orientação com um pico de 3 to $5 \mu\text{m}$ para um comprimento de 2 mm com base em um mapa de orientação de cristal. Assim, os limites dos grãos foram determinados. Então, o tamanho efetivo de grão foi calculado pelo método de dissecação de acor-

do com a JIS G0551.

O limite de elasticidade (YP) e o limite de resistência à tração (TS) foram avaliados usando-se um corpo de prova de resistência à tração tendo uma dimensão nº 4 da JIS Z 2201 retirado ao longo da direção T a partir da porção central da espessura da chapa.

5

A capacidade de detenção foi avaliada pelo teste ESSO de gradiente de temperatura com base em uma temperatura na qual $K_{IC}=6000 \text{ N} / \text{mm}^{1.5}$ foi satisfeita.

Tabela 1

Aço	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Ti	Al	N
A	0,033	0,22	1,42	0,013	0,003	0,56	0,036	0,018	0,026	0,0037
B	0,090	0,15	0,72	0,005	0,003	1,80	0,007	0,015	0,025	0,0041
C	0,072	0,36	1,03	0,006	0,004	1,22	0,011	0,007	0,011	0,0021
D	0,061	0,24	0,56	0,008	0,002	3,54	0,006	0,009	0,022	0,0031
E	0,080	0,45	1,00	0,007	0,003	1,41	0,018	0,022	0,075	0,0054
F	0,110	0,33	0,65	0,009	0,002	1,98	0,009	0,013	0,030	0,0038
G	0,077	0,20	1,50	0,004	0,002	1,16	0,013	0,009	0,039	0,0018
H	0,080	0,18	1,03	0,006	0,004	1,56	0,011	0,010	0,006	0,0041
I	0,014	0,14	1,71	0,010	0,003	0,75	0,014	0,042	0,019	0,0035
J	0,132	0,23	0,79	0,008	0,002	0,97	0,009	0,008	0,028	0,0036
K	0,083	0,27	1,44	0,006	0,002	0,63	0,005	0,009	0,020	0,0027
L	0,093	0,08	1,37	0,007	0,005	1,11	0,012	0,012	0,015	0,0030
M	0,058	0,04	1,05	0,005	0,002	1,46	0,017	0,018	0,024	0,0031
N	0,083	0,16	1,16	0,004	0,003	1,37	0,025	0,020	0,038	0,0071
O	0,052	0,25	1,20	0,006	0,004	2,88	0,011	0,011	0,029	0,0046
P	0,030	0,30	0,97	0,012	0,008	2,35	0,020	0,007	0,012	0,0022
Q	0,060	0,12	1,02	0,008	0,001	0,52	0,008	0,014	0,032	0,0025
R	0,146	0,34	0,92	0,003	0,003	1,20	0,010	0,008	0,018	0,0026
S	0,099	0,45	0,98	0,010	0,009	0,30	0,015	0,020	0,072	0,0050
T	0,071	0,30	1,76	0,017	0,008	2,38	0,020	0,008	0,014	0,0025

Tabela 1 –continuação-

									(% em massa)
Aço	Cu	Cr	Mo	V	B	Mg	Ca	REM	Ceq
A	—	—	—	—	—	—	0,0016	—	0,31
B	—	—	—	—	0,0011	—	—	—	0,33
C	0,28	0,18	—	—	—	—	—	—	0,38
D	—	—	—	—	—	—	—	—	0,39
E	0,45	—	—	0,044	—	—	—	—	0,38
F	—	—	0,56	—	—	—	—	—	0,46
G	—	—	—	—	0,0015	—	—	0,0041	0,40
H	—	0,72	—	—	—	0,0023	—	—	0,50
I	1,39	—	—	0,066	0,0025	—	—	—	0,45
J	—	—	—	—	—	0,0018	0,0012	—	0,33
K	—	—	—	—	—	—	—	—	0,37
L	0,84	—	—	—	—	—	—	—	0,45
M	-	0,68	—	—	—	—	—	—	0,47
N	-	-	—	0,089	—	—	—	—	0,39
O	-	-	—	—	—	0,0030	—	—	0,44
P	-	-	—	—	—	—	—	0,0028	0,35
Q	-	0,50	0,34	—	—	—	0,0009	—	0,43
R	—	—	—	—	—	—	—	—	0,38
S	0,44	0,14	0,15	0,050	—	—	—	—	0,38
T	—	—	—	—	—	—	—	0,0070	<u>0,52</u>

O sublinhado denota valores fora da presente invenção

Tabela 2

CLASSE	Nº	Aço	Espessura de Placa (mm)	Espessura de Chapa (mm)	Aquecimento Temp. (°C)	Laminação bruta		
						Temperatura inicial (°C)	Temperatura Acab. (°C)	Redução Cumulativa (%)
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	1	A	180	60	1135	1009	992	31
	2	B	240	65	1058	980	964	33
	3	B	220	55	1072	1005	978	48
	4	C	280	70	1050	983	966	43
	5	D	300	80	997	921	902	39
	6	E	220	50	1088	1011	985	49
	7	E	220	60	1065	998	975	41
	8	F	200	65	1026	960	932	40
	9	F	250	75	1020	954	927	40
	10	G	250	70	1120	1014	987	38
	11	H	300	80	1075	1009	984	40

Tabela 2 – continuação-

CLASSE	Nº	Aço	Espessura de Placa (mm)	Espessura de Chapa (mm)	Aquecimento Temp. (°C)	Laminação bruta		
						Temperatura inicial (°C)	Temperatura Acab. (°C)	Redução Cumulativa (%)
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	12	H	250	60	1070	1010	981	58
	13	I	250	60	1056	984	962	40
	14	I	220	50	1055	986	960	50
	15	J	200	55	1090	1003	981	45
	16	K	200	60	1010	970	948	40
	17	L	220	70	1076	996	970	36
	18	M	280	80	1095	1013	988	38
	19	N	220	65	1141	1057	1020	34
	20	O	250	75	970	926	907	44
	21	P	200	50	1122	1024	1001	53
	22	Q	200	60	1020	965	934	45

Tabela 2 – continuação-

CLASSE	Nº	Aço	Laminação de Acabamento					Resfriamento acelerado				Tratamento térmico
			Temperatura inicial (°C)	Temperatura acab. (°C)	Ar3 (°C)	T (°C)	Redução Cumulativa (%)	Taxa de Resfrição (°C/s)	Temperatura inicial (°C)	Temperatura acab. (°C)	Temperatura (°C)	
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	1	A	805	778	774	814	52	16	748	458	-	-
	2	B	825	803	745	850	59	15	786	306	-	-
	3	B	850	829	742	868	52	10	799	475	-	-
	4	C	810	792	752	821	56	12	770	213	550	550
	5	D	860	841	677	885	57	9	822	255	-	-
	6	E	833	806	733	862	55	12	788	280	-	-
	7	E	825	801	737	845	54	11	785	116	395	395
	8	F	819	798	690	857	46	15	784	141	485	485
	9	F	815	792	694	839	50	9	778	184	-	-
	10	G	798	775	724	819	55	13	760	239	-	-
	11	H	791	773	731	816	56	9	761	275	-	-

Tabela 2 – continuação-

CLASSE	Nº	Aço	Laminação de Acabamento						Resfriamento acelerado				Tratamento térmico
			Temperatura inicial (°C)	Temperatura acab. (°C)	Ar3 (°C)	T (°C)	Redução Cumulativa (%)	Taxa de Resfrição (°C/s)	Temperatura inicial (°C)	Temperatura acab. (°C)	Temperatura (°C)		
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	12	H	810	792	724	850	43	12	775	306		-	
	13	I	805	784	718	821	60	8	765	425		586	
	14	I	820	797	715	838	55	14	773	384		-	
	15	J	815	795	769	837	50	12	776	269		-	
	16	K	800	782	753	817	50	11	765	346		-	
	17	L	805	786	715	817	50	10	770	280		-	
	18	M	800	781	743	812	54	8	769	135		523	
	19	N	822	803	736	835	55	10	788	304		-	
	20	O	845	824	663	871	46	9	807	286		-	
	21	P	880	860	709	897	47	16	842	401		-	
	22	Q	810	789	765	813	45	12	773	346		500	

$$T = (37 \times [Ni] + 810) \times (1,1 - t/500).$$

Tabela 3

CLASSE	Nº	Aço	Espessura da Placa (mm)	Espessura da Chapa (mm)	Aquecimento Temperatura (°C)	Laminação bruta		
						Temperatura inicial (°C)	Temperatura acab. (°C)	Taxa de Resfrição (°C/s)
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	23	A	180	60	1135	1006	990	31
	24	B	240	65	1060	983	965	33
	25	B	220	55	1071	1005	980	48
	26	C	280	70	1055	987	962	43
	27	D	300	80	996	918	901	58
	28	E	220	50	1090	1012	982	49
	29	E	220	60	1164	998	977	41
	30	F	200	65	1025	959	930	40
	31	F	200	75	1020	955	927	25
	32	G	210	70	1186	1071	1036	26
	33	H	300	80	1075	1005	981	40
	34	I	250	60	1055	985	960	40

Tabela 3 –continuação-

CLASSE	Nº	Aço	Espessura da Placa (mm)	Espessura da Chapa (mm)	Aquecimento Temperatura (°C)	Laminação bruta		
						Temperatura inicial (°C)	Temperatura acab. (°C)	Taxa de Resfriamento (°C/s)
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	35	J	200	55	1093	1002	979	58
	36	K	200	60	1010	970	948	40
	37	L	220	70	1076	997	972	36
	38	M	280	80	1097	1013	990	38
	39	N	200	65	1141	1056	1018	28
	40	O	250	75	973	929	908	44
	41	P	200	50	1122	1024	1001	53
	42	Q	200	60	1020	965	934	45
	43	R	280	70	1050	985	966	43
	44	S	220	50	1085	1012	983	49
	45	T	200	50	1120	1029	1005	53

Tabela 3 –continuação-

CLASSE	Nº	Aço	Laminação de Acabamento					Resfriamento acelerado				Tratamento térmico
			Temperatura (°C)	Taxa de Resfrição (°C /s)	Ar3 (°C)	T (°C)	Redução Cumulativa (%)	Taxa de Resfrição (°C /s)	Temperatura inicial (°C)	Temperatura acab. (°C)	Temp. (°C)	
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	23	A	782	758	774	814	52	15	739	467	-	-
	24	B	827	804	745	850	59	5	788	303	-	
	25	B	891	870	742	868	52	10	826	480	-	
	26	C	812	793	752	821	56	12	772	218	635	
	27	D	860	840	677	885	36	9	821	263	-	
	28	E	835	807	733	862	55	12	705	251	-	
	29	E	825	802	737	845	54	11	785	110	395	
	30	F	875	847	690	857	46	15	825	192	487	
	31	F	815	790	694	839	50	9	778	182	-	
	32	G	795	772	724	819	55	13	758	235	-	
	33	H	790	772	731	816	56	9	763	528	-	

Tabela 3 –continuação-

CLASSE	Nº	Aço	Laminação de Acabamento					Resfriamento acelerado				Tratamento térmico
			Temperatura (°C)	Taxa de Resfrição (°C /s)	Ar3 (°C)	T (°C)	Redução Cumulativa (%)	Taxa de Resfrição (°C /s)	Temperatura inicial (°C)	Temperatura acab. (°C)		
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	34	I	805	786	718	821	60	<u>0.5</u>	-	-	-	
	35	J	815	794	769	837	<u>35</u>	12	777	258	-	
	36	K	<u>840</u>	<u>822</u>	753	817	50	11	805	375	-	
	37	L	805	786	715	817	50	<u>4</u>	771	276	-	
	38	M	800	780	743	812	54	8	769	138	<u>620</u>	
	39	N	820	801	736	835	55	10	788	303	-	
	40	O	845	825	663	871	46	9	808	<u>543</u>	-	
	41	P	<u>705</u>	<u>693</u>	709	897	47	16	<u>680</u>	395	-	
	42	Q	810	790	765	813	45	12	<u>741</u>	334	503	
	43	R	810	794	747	820	56	12	768	220	575	
	44	S	804	780	776	821	55	13	759	286	-	
	45	T	878	860	631	898	47	15	844	405	-	

$T = (37 \times [\text{Ni}] + 810 \times (1,1 - t/500))$. O sublinhado denota valores fora da faixa da invenção

Tabela 4

Classe	Nº	Aço	Espessura da chapa (mm)	Microestrutura					
				Fração bainita (%)	Fração perlita (%)	Fração de super- fície α bruta (%)	Tamanho médio de grão θ (μm)	Tamanho médio efetivo de grão (μm)	(μm)
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	1	A	60	63	1,5	5,3	0,24	14	15
	2	B	65	73	3,0	1,8	0,37	21	23
	3	B	55	75	3,4	1,4	0,39	23	24
	4	C	70	74	2,3	1,2	0,40	17	19
	5	D	80	72	1,0	0,8	0,17	31	34
	6	E	50	80	2,2	2,5	0,28	20	22
	7	E	60	79	2,5	3,0	0,30	20	21
	8	F	65	76	3,4	1,3	0,32	23	25
	9	F	75	79	4,1	2,2	0,36	23	24
	10	G	70	87	0,9	2,3	0,28	18	19
	11	H	80	89	1,6	1,6	0,39	20	21

Tabela 4 –continuação-

Classe	Nº	Aço	Espessura da chapa (mm)	Microestrutura					
				Fração bainita (%)	Fração perlita (%)	Fração de super- fície α bruta (%)	Tamanho médio de grão θ (μm)	Tamanho médio efetivo de grão (μm)	(μm)
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	1	H	60	92	1,4	1,1	0,31	20	22
	13	I	60	90	0,2	8,4	0,10	15	16
	14	I	50	95	0,1	7,2	0,08	16	17
	15	J	55	71	2,5	1,3	0,37	16	18
	16	K	60	75	2,0	4,4	0,30	14	15
	17	L	70	86	2,3	2,8	0,35	16	18
	18	M	80	84	1,8	2,5	0,40	17	20
	19	N	65	78	2,1	3,0	0,31	18	20
	20	O	75	85	1,5	2,0	0,24	26	30
	21	P	50	66	0,8	4,6	0,16	25	29
	22	Q	60	91	1,2	2,5	0,22	14	15

Tabela 4 –continuação-

Classe	Nº	Aço	Resistência do metal base		Capacidade de detenção		TKca=6000 (°C)
			YP (MPa)	TS (MPa)			
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	1	A	443	566			-24
	2	B	450	568			-21
	3	B	467	577			-28
	4	C	462	550			-20
	5	D	426	539			-23
	6	E	485	605			-36
	7	E	512	602			-32
	8	F	488	584			-30
	9	F	483	601			-28
	10	G	474	580			-23
	11	H	469	570			-21

Tabela 4 –continuação-

Classe	Nº	Aço	Resistência do metal base		Capacidade de detenção		TKca=6000 (°C)
			YP (MPa)		TS (MPa)		
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	12	H	478		593		-24
	1	I	502		604		-22
	14	I	519		626		-27
	15	J	469		561		-25
	16	K	458		573		-24
	17	L	490		620		-20
	18	M	486		572		-19
	19	N	464		587		-23
	20	O	471		599		-20
	21	P	453		574		-27
	22	Q	467		597		-24

$$d=(7,11 \times [\text{Ni}] + 11) \times (1,2 \cdot t/300)$$

Tabela 5

Classe	Nº	Aço	Espessura da chapa (mm)	Microestrutura						Resistência do metal base		Capacidade de detenção
				Fração bainita (%)	Fração perlita (%)	Fração de superfície α bruta (%)	Tamanho médio de grão θ (μm)	Tamanho médio efetivo de θ (μm)	YP (MPa)	TS (MPa)		
											$T_{Kd}=6000$ ($^{\circ}\text{C}$)	
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	23	A	60	58	1,8	12	0,46	15	15	410	521	11
	24	B	65	68	7,2	2,8	0,61	23	23	412	523	14
	25	B	55	78	3,8	1,0	0,40	26	24	470	582	12
	26	C	70	73	2,3	1,1	0,82	17	19	452	541	16
	27	D	80	74	1,1	0,8	0,15	37	34	431	544	13
	28	E	50	72	2,3	14	0,30	21	22	443	557	3
	29	E	60	79	2,6	3,8	0,34	24	21	510	602	8
	30	F	65	77	3,5	0,5	0,23	29	25	486	585	5
	31	F	75	79	4,5	2,6	0,33	26	24	480	597	9
	32	G	70	87	0,9	3,6	0,31	22	19	472	583	12
	33	H	80	82	1,2	1,3	0,55	20	21	427	531	21

Tabela 5 –continuação-

Classe	Nº	Aço	Espessura da chapa (mm)	Microestrutura					Resistência do metal base		Capacidade de detenção	
				Fração bainita (%)	Fração perlita (%)	Fração de superfície α (%)	Tamanho médio de grão θ (μm)	Tamanho médio efetivo de grão (μm)	θ (μm)	YP (MPa)		TS (MPa)
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	34	I	60	80	<u>6,2</u>	9,7	<u>0,60</u>	<u>22</u>	16	454	567	10
	35	J	55	70	2,7	2,0	0,36	<u>21</u>	18	465	556	4
	36	K	60	77	2,1	4,0	0,36	<u>19</u>	15	463	580	8
	37	L	70	81	5,3	3,5	<u>0,53</u>	18	18	480	607	11
	38	M	80	83	1,9	2,5	<u>0,76</u>	19	20	475	559	15
	39	N	65	79	2,3	3,1	0,35	<u>22</u>	20	465	586	12
	40	O	75	80	1,7	2,7	<u>0,54</u>	28	30	462	585	14
	41	P	50	61	0,9	<u>16</u>	0,18	26	29	464	583	7
	42	Q	60	86	1,4	<u>13</u>	0,26	15	15	455	576	10
	43	R	70	82	4,2	1,0	<u>0,57</u>	18	19	483	576	20
	44	S	50	85	2,0	3,2	0,29	<u>16</u>	14	482	603	7
	45	T	50	93	0,4	0,5	0,48	28	29	521	667	17

$d = (7.11 \times [\text{Ni}] + 11) \times (1.2 - t/300)$ Sublinhado denota valores fora da faixa da presente invenção

As chapas de aço n^{os} 1 a 22 como exemplos conforme a presente invenção tiveram composições químicas dentro de uma faixa predeterminada e foram produzidas sob condições predeterminadas. Portanto, cada uma das chapas teve resistência suficiente como um aço de YP: classe de 5 390 a 460MPa, e tiveram uma capacidade de detenção satisfatória.

Por outro lado, nas chapas de aço n^{os} 23 a 45 como exemplos comparativos, a composição química ou a condição de produção estava fora da faixa predeterminada da presente invenção. Como resultado, a capacidade de de detenção foi reduzida em cada caso.

10 Nos n^{os} 23 e 41, as temperaturas de laminação de acabamento foram menores que A_{r3} , e foi gerada ferrita bruta em grandes quantidades nas porções de superfície, resultando na redução da capacidade de detenção.

15 Nos n^{os} 28 e 42, a temperatura de laminação de acabamento não estava abaixo da A_{r3} , mas o resfriamento acelerado foi iniciado a uma temperatura menor que A_{r3} . Portanto, frações de ferrita bruta de superfície foram aumentadas resultando na redução da capacidade de detenção.

Nos n^{os} 24 e 37, o resfriamento acelerado foi executado a uma baixa taxa de resfriamento.

20 Nos n^{os} 33 e 40, a temperatura de interrupção do resfriamento foi maior que 500°C.

Nos n^{os} 26 e 38, as temperaturas do tratamento térmico foram maiores que 600°C. Portanto, a cementita teve um tamanho grande em cada um dos casos, e uma capacidade de detenção suficiente não pode ser obtida. 25 da.

O n^o 34 foi submetido ao resfriamento a ar sem execução do resfriamento acelerado. Portanto, o tamanho de grão efetivo não foi refinado, resultando em uma redução da capacidade de detenção.

30 Os n^{os} 27 e 35 foram laminados com uma pequena redução cumulativa da laminação de acabamento.

Nos n^{os} 25, 30, e 36, o tamanho efetivo de grão foi embrutecido devido às altas temperaturas de laminação de acabamento, resultando em

uma redução da capacidade de detenção.

O nº 29 foi aquecido a alta temperatura.

Os nºs 31 e 39 foram laminados bruta-mente com pequena redução cumulativa.

5 O nº 32 foi aquecido a alta temperatura e foi laminado bruta-mente com uma pequena redução cumulativa. Portanto, o tamanho efetivo de grão foi embrutecido, resultando na redução da capacidade de detenção.

10 No nº 43, a cementita teve tamanho grande devido ao teor excessivo de C. Como resultado, a capacidade de detenção foi reduzida, e a tenacidade da ZAC foi reduzida.

No nº 44, a capacidade de detenção foi insuficiente devido ao pequeno teor de Ni.

No nº 45, a resistência foi muito aumentada devido ao alto C_{eq} , resultando na redução da capacidade de detenção.

15 APLICABILIDADE INDUSTRIAL

Aplicando-se a presente invenção, chapas de aço com alta capacidade de detenção aplicáveis a grandes construções podem ser fornecidas por um método de produção estável e eficaz, onde os indicadores da capacidade de detenção $T_{KCa=6000}$ das chapas são -10°C ou menos, mesmo
20 quando as chapas de aço são chapas grossas tendo uma espessura de 50 mm ou mais, e o limite de elasticidade do aço está na faixa de 390 a 460 MPa. Portanto, a presente invenção tem grande aplicabilidade industrial.

REIVINDICAÇÕES

1. Chapa de aço grossa de alta resistência, compreendendo:
 - uma composição contendo, em % em massa, C: 0,01 a 0,14%, Si: 0,03 a 0,5%, Mn: 0,3 a 2,0%, P: 0,020% ou menos, S: 0,010% ou menos,
 - 5 Ni: 0,5 a 4,0%, Nb: 0,005 a 0,050%, Ti: 0,005 a 0,050%, Al: 0,002 a 0,10%, N: 0,0010 a 0,0080%, e o saldo consistindo em Fe e as inevitáveis impurezas, onde o C_{eq} definido pela fórmula (1) descrita abaixo é 0,30 a 0,50%;
 - uma microestrutura dominada por bainita de 60% ou mais em fração de volume, em que
 - 10 a fração perlita é menor ou igual a 5%,
 - a fração de ferrita bruta tendo um diâmetro equivalente de círculo maior que 25 μm é menor ou igual a 10% em porções de superfície tendo, cada uma, uma profundidade de 5% da espessura da chapa a partir das superfícies frontal e traseira da chapa,
 - 15 o diâmetro médio equivalente de círculo de cementita é menor ou igual a 0,5 μm , e
 - o diâmetro médio equivalente do círculo de domínios resistentes à propagação de trinca-padrão é maior ou igual a 8 μm e menor ou igual a d (μm) definido pela fórmula (2) descrita abaixo,
 - 20 onde cada um dos domínios resistentes à propagação de trinca-padrão é definido de forma que
 - a seção perpendicular à direção de laminação da chapa é definida como a seção T,
 - a direção em paralelo à superfície da chapa é definida como direção T na seção T,
 - 25 a porção interna da seção T é definida como a porção excluindo as porções de superfície,
 - a microestrutura da seção T é dividida em domínios que tenham a mesma orientação de cristal (domínio de iso-orientação) pela análise de orientação da porção interna usando-se Electron Back Scattering Pattern,
 - 30 uma linha de medição arbitrária é desenhada na microestrutura da seção T dividida em domínios de iso-orientação pela aplicação do método

de dissecação conforme a norma JIS G0551,

uma pluralidade de domínios de iso-orientação tendo um diâmetro equivalente de círculo de 8 µm alinhados continuamente e adjacentes entre si na linha de medição são identificados excluindo-se os domínios de iso-orientação que tenham um diâmetro equivalente de círculo de menos de 8µm,

o eixo <001> mais próximo da direção T é selecionado entre três eixos <001> de cada um dos domínios de iso-orientação identificados,

um ângulo (ângulo de desvio de propagação de fendas) formado pelos eixos <001> mais próximos à direção T dos domínios de iso-orientação é medido em cada par adjacente dos domínios de iso-orientação da linha de medição,

os domínios de iso-orientação alinhados continuamente que satisfazem um ângulo menor ou igual a 20° e os domínios de iso-orientação adjacentes tendo um diâmetro equivalente de círculo de menos de 8µm são considerados como constituindo o domínio de resistência à propagação de trinca-padrão.

$$Ceq=[C]+[Mn]/6+([Cu]+[Ni])/15+([Cr]+[Mo]+[V])/5 \dots(1)$$

$$d = (7.11 \times [Ni] + 11) \times (1,2 - t/300) \dots(2)$$

em que [X] denota o teor (em % em massa) de um elemento X e t denota a espessura da chapa (mm).

2. Chapa de aço grossa de alta resistência de acordo com a reivindicação 1, também contendo, em % em massa, um ou dois ou mais elementos selecionados entre Cu: 0,05 a 1,5%, Cr: 0,05 a 1,0%, Mo: 0,05 a 1,0%, V: 0,005 a 0,10%, e B: 0,002 a 0,0030%.

3. Chapa de aço grossa de alta resistência de acordo com a reivindicação 1, também contendo, em % em massa, um ou dois ou mais elementos selecionados entre Mg: 0,0003 a 0,0050%, Ca: 0,0005 a 0,0030%, e REM: 0,0005 a 0,010%.

4. Chapa de aço grossa de alta resistência de acordo com a reivindicação 2, também contendo, em % em massa, um ou dois ou mais elementos selecionados entre Mg: 0,0003 a 0,0050%, Ca: 0,0005 a 0,0030%, e

REM: 0,0005 a 0,010%.

5. Método de produção de uma chapa de aço grossa de alta resistência, compreendendo:

5 reaquecer uma placa de aço tendo uma composição como definida em qualquer uma das reivindicações 1 a 4, acima até 950 a 1150°C;

executar laminação bruta no aço a uma temperatura de no mínimo 900°C com uma redução cumulativa de 30% ou mais;

10 executar laminação de acabamento no aço a uma temperatura de no mínimo a temperatura Ar_3 e de no máximo $T(^{\circ}C)$ definida pela fórmula (3) descrita abaixo, com uma redução cumulativa de 40%;

executar resfriamento acelerado do aço com uma taxa de resfriamento de 8°C/s ou mais em média através da espessura da chapa a partir de uma temperatura de no mínimo a temperatura Ar_3 até uma temperatura de no máximo 500°C.

15
$$T = (37 \times [Ni] + 810) \times (1,1 - t/500) \dots (3)$$

onde $[Ni]$ denota o teor de Ni (em % em massa) e t denota a espessura da chapa (mm).

20 6. Método de produção de chapa de aço grossa de acordo com a reivindicação 5, também compreendendo a execução de têmpera do aço a uma temperatura de 300 a 600°C após o término do resfriamento acelerado.

FIG. 1

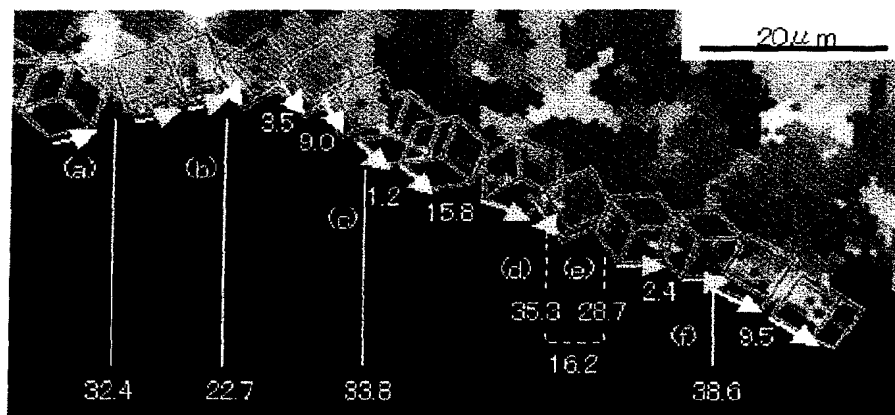


FIG. 2

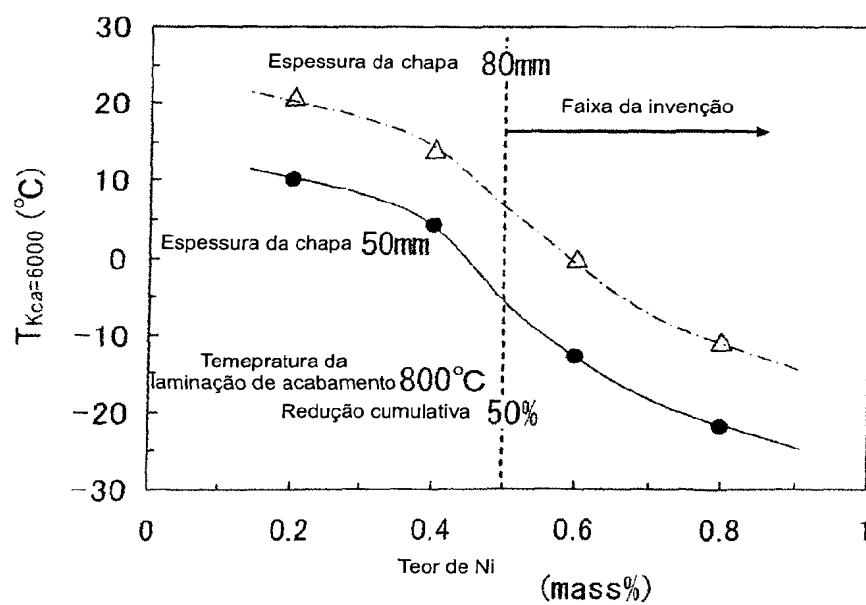


FIG. 3

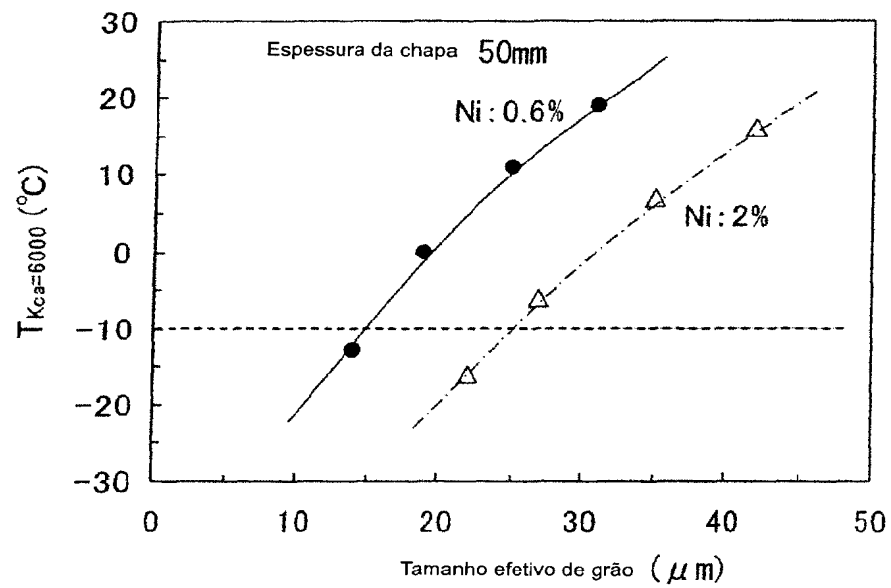
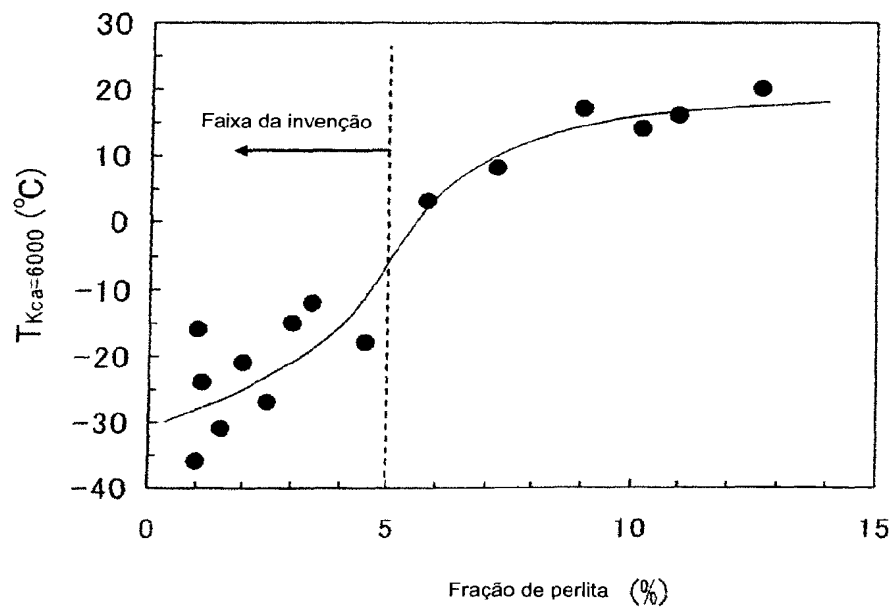


FIG. 4



3/5

FIG. 5

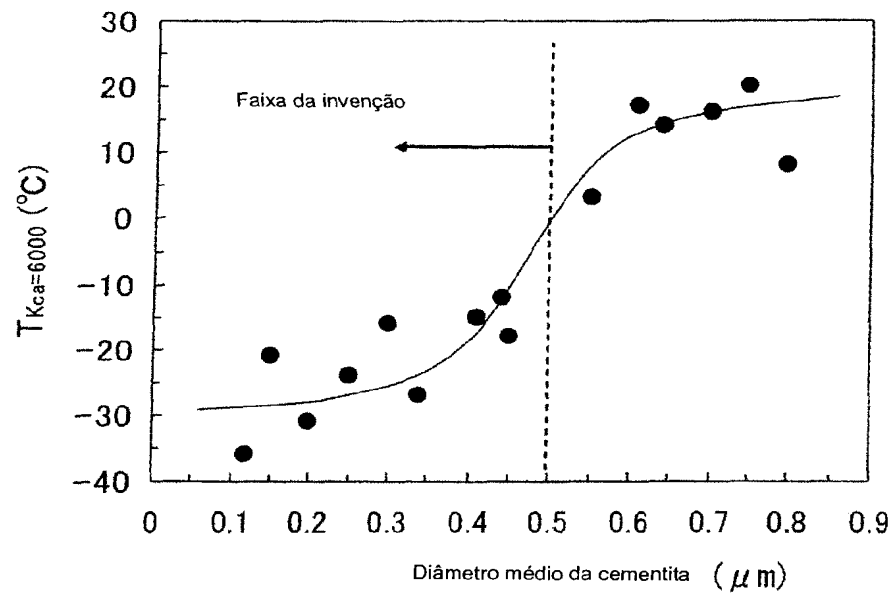


FIG. 6

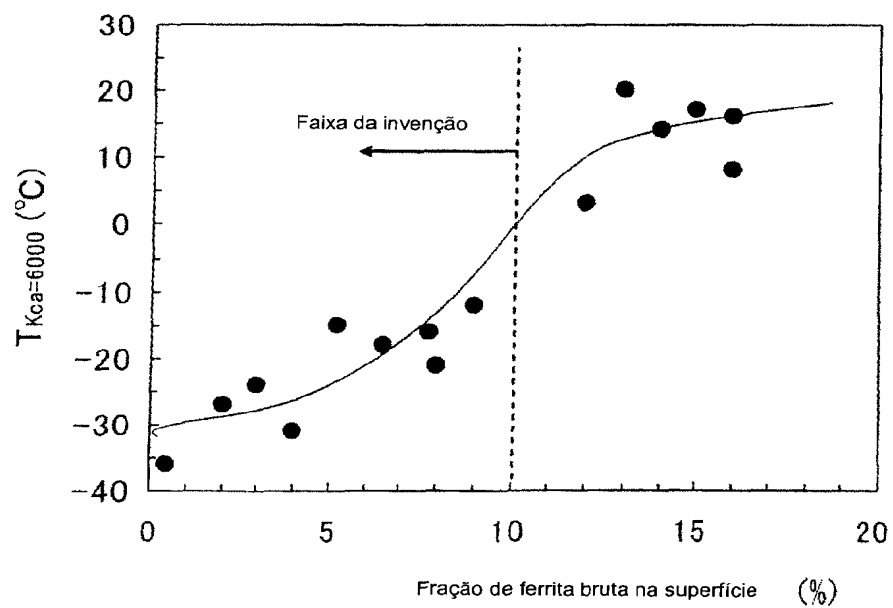


FIG. 7

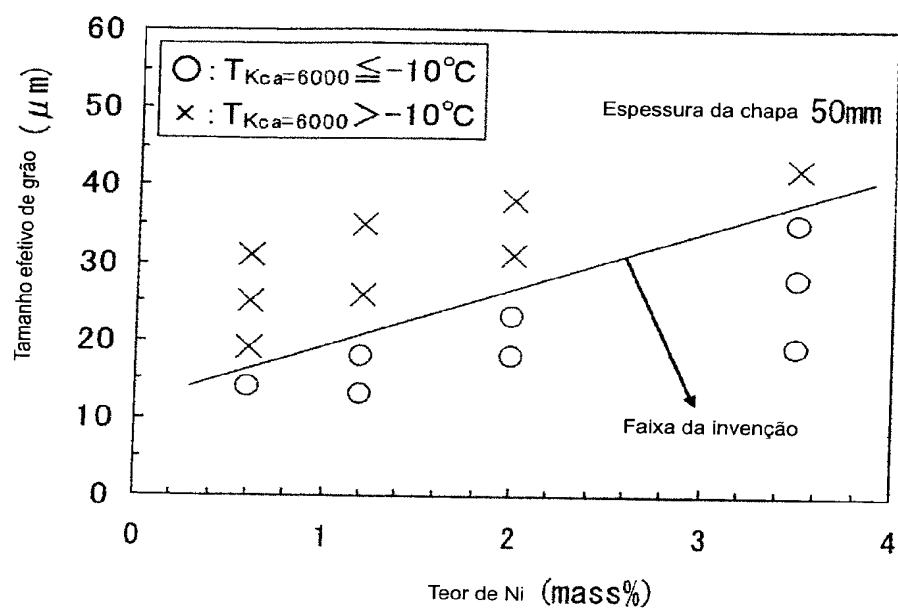


FIG. 8

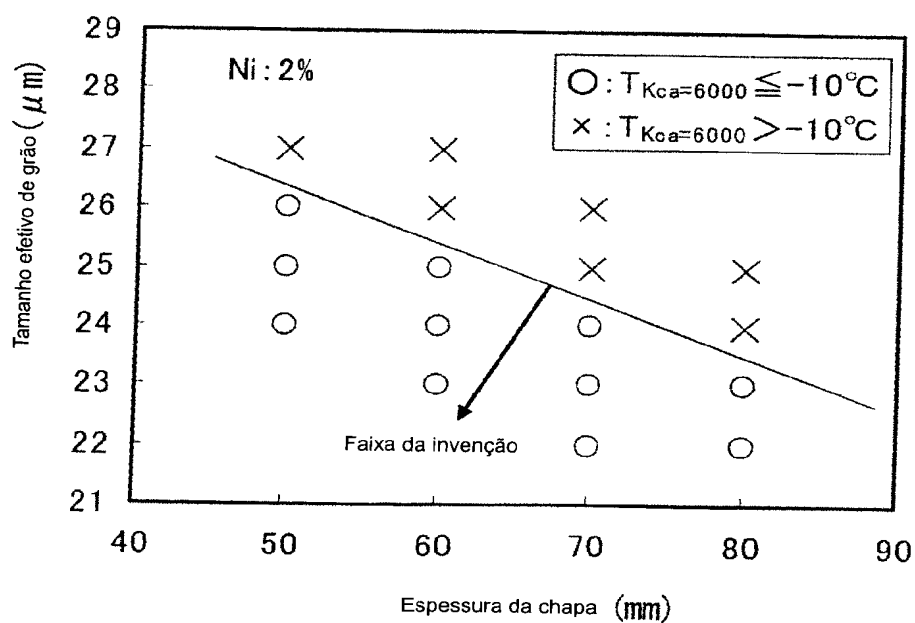


FIG. 9

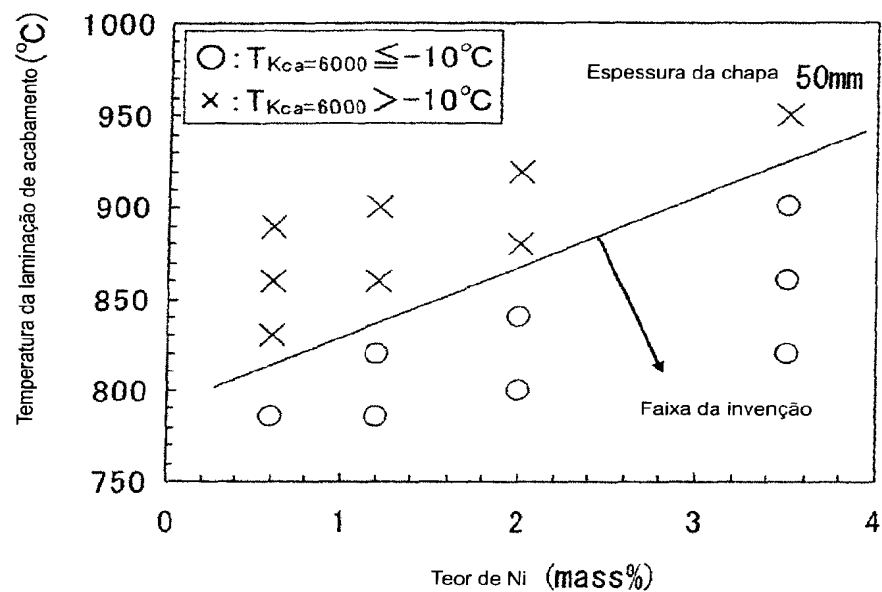
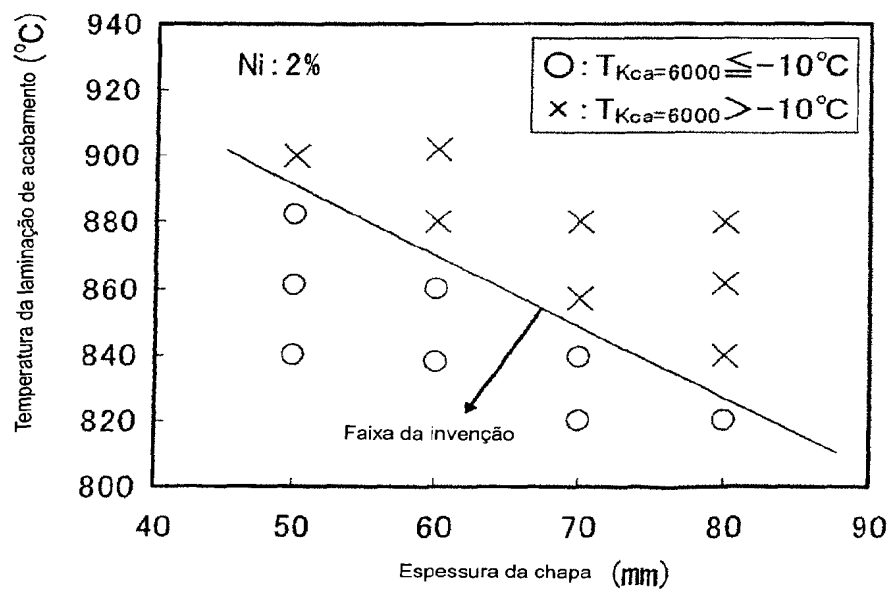


FIG. 10



RESUMO

Pedido de Patente: **"CHAPA DE AÇO GROSSA DE ALTA RESISTÊNCIA E MÉTODO DE PRODUÇÃO DA MESMA".**

A presente invenção refere-se a uma chapa de aço grossa de
5 alta resistência tendo uma composição de aço contendo Ni e uma estrutura
dominada por bainita, em que a fração perlita é menor ou igual a 5%, a fra-
ção de ferrita bruta tendo um diâmetro equivalente de círculo maior que 25
µm é menor ou igual a 10% nas porções de superfície frontal e traseira ten-
do, cada uma, uma profundidade de 5% as espessura da chapa, o diâmetro
10 médio equivalente de círculo de cementita é menor ou igual a 0,5µm, e o
diâmetro médio equivalente de círculo dos domínios resistentes à propaga-
ção de trinca-padrão é menor ou igual a $d(\mu\text{m}) = (7,11 \times [\text{Ni}] + 11) \times (1,2 - t/300)$
(µm), onde cada um dos domínios de resistência à propagação de trinca-
padrão é definido de forma que a porção interna excluindo as porções de
15 superfície em uma seção perpendicular à direção de laminação da chapa de
aço é dividida em domínios de iso-orientação, a linha de medição do método
de corte é desenhada ao longo da direção T em paralelo à espessura da
chapa, os domínios plurais de iso-orientação continuamente alinhados e
adjacentes entre si são identificados excluindo-se domínios de iso-
20 orientação que tenham um diâmetro equivalente de círculo menor que 8µm,
o ângulo entre os eixos <001> próximos à direção T de cada par de domí-
nios de orientação identificado é medido, e os domínios de iso-orientação
alinhados continuamente satisfazendo o ângulo menor ou igual a 20° são
considerados como constituindo o domínio de resistência a propagação de
25 trinca-padrão.