



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

(11) PI 0808347-9 B1



* B R P I 0 8 0 8 3 4 7 B 1 *

(22) Data do Depósito: 03/03/2008

(45) Data de Concessão: 04/07/2017

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

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

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

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

(72) Inventor(es): HIROYUKI SHIRAHATA; MASAAKI FUJIOKA; AKIHIKO KOJIMA; YOICHI TANAKA

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

CAMPO TÉCNICO

[001] 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 retenção ou chapa de aço de alta retenção) excelente em capacidade de deter a propagação repentina de trincas frágeis (doravante referida como capacidade de retenção) e método de produção da mesma.

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

[003] 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.

[004] 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.

ANTECEDENTES DA TÉCNICA

[005] 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 necessário que a chapa de aço tenha capacidade de retenção da propagação repentina de trincas frágeis (capacidade de retenção). Por outro lado, aumentar a resistência ou a espessura de um aço geralmente resulta em aumentar abruptamente a dificuldade em garantir a capacidade de retenção, perturbando assim a aplicação da chapa de aço grossa de alta resistência nas construções de aço. Em adição, há uma exigência crescente de consumidores pela redução do prazo de entrega. Portanto, o aumento da produtividade no processo de produção do aço é fortemente exigido.

[006] Fatores metalúrgicos conhecidos para aumentar a capacidade de retenção do aço incluem (i) refinar o tamanho do grão de cristal, (ii) adição de Ni, (iii) controle da fase secundária frágil, (iv) controle de textura, ou similar.

[007] Por exemplo, a Patente de Referência 1 (Pedido de Patente Japonesa não-examinado, Primeira Publicação, Nº H02-1293189) descreve um método 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 região de não-recristalização a uma temperatura não inferior à temperatura Ar_3 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 específico para refinar o tamanho do grão de cristal de uma chapa de aço, a Patente de Referência 2 (Pedido de Patente Japonesa examinado, Segunda Publicação 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 entre a porção interna e a superfície da placa, gerando

assim ferritas finas na superfície da placa.

[008] É relatado que a adição de Ni suprime a propagação de trincas frágeis pela promoção de escorregamentos transversais em uma região de baixa temperatura (Referência Não-Patentária 1: Imao Tamura, "Study on steel strength" publicado pela Nikkan Kogyo Shinbunsha, 5 de julho de 1969, p. 125), e aumentando assim a capacidade de retenção de uma matriz (Referência Não-Patentária 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).

[009] A Patente de Referência 4 (Pedido de Patente Japonesa, Primeira Publicação, Nº S59-047323) descreve um método de controle da 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.

[0010] Em relação ao controle de textura, a Patente de Referência 5 (Pedido de Patente Japonesa, Primeira Publicação Nº 2002-241891) descreve 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

[0011] Problemas a serem resolvidos pela invenção

[0012] 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 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.

[0013] Em adição, é difícil garantir uma tensão de escoamento de 390MPa ou mais pelo método descrito nessa referência.

[0014] 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 capacidade de retenção. 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.

[0015] Por outro lado, um custo muito elevado é necessário para formar uma liga que forneça a capacidade de retenção 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 retenção enquanto reduz a adição de Ni. No entanto, não há exame para separar e quantificar a influência de fatores diferentes da adição de Ni na capacidade de retenção. Na circunstância atual, ainda não há uma diretriz clara para a produção de chapas de aço com alta retenção do tipo com Ni adicionado.

[0016] Além disso, em uma chapa de aço grossa, é difícil dispersar a martensita fina no aço conforme descrito na Referência de Patente 4. Em uma chapa de aço de alta resistência, tal fase frágil possivelmente deteriora a propriedade de iniciação de trincas frágeis.

[0017] 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.

[0018] Conforme descrito acima, não há nenhuma tecnologia estabelecida para a produção estável e eficaz de uma chapa de aço grossa com alta retenção, conforme direcionado pela presente invenção, tendo uma espessura de chapa de 50 mm ou mais, o indicador de capacidade de retenção $T_{KCa=6000}$ de -10°C ou menos mesmo quando a tensão de escoamento estiver em uma faixa de 390 a 460 MPa, e que seja aplicável a grandes construções.

[0019] 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 retenção da propagação repentina de trincas frágeis 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

[0020] A presente invenção se refere a uma chapa de aço grossa de alta resistência tendo excelente capacidade de retenção de propagação repentina de trincas frágeis e a um método de produção da mesma que resolva os problemas acima descritos, e inclui os aspectos descritos abaixo.

[0021] [1] Uma chapa de aço grossa de alta resistência tendo excelente capacidade de retenção de propagação repentina de trincas frágeis, tendo:

[0022] 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 Ceq definido

pela fórmula (1) descrita abaixo é 0,30 a 0,50%;

[0023] uma microestrutura dominada por bainita de 60% ou mais em fração de volume, em que a fração de perlita é menor ou igual a 5%,

[0024] o diâmetro equivalente do semicírculo de cementita é menor ou igual a $0,5 \mu\text{m}$,

[0025] a fração de ferrita grosseira tendo um diâmetro equivalente de círculo maior que $25 \mu\text{m}$ 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

[0026] o diâmetro médio equivalente do círculo de domínios resistentes à propagação de iso-trincas (“iso-crack”) é maior ou igual a $8 \mu\text{m}$ e menor ou igual a $d (\mu\text{m})$ definido pela fórmula (2) descrita abaixo,

[0027] onde cada um dos domínios resistentes à propagação de iso-trincas 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,

[0028] 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 padrão de EBSD (*Electron Back Scattering Pattern*),

[0029] 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,

[0030] uma pluralidade de domínios de iso-orientação tendo um diâmetro equivalente de círculo de $8\mu\text{m}$ 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 8 μm ,

[0031] o eixo <001> mais próximo da direção T é selecionado entre os três eixos <001> de cada um dos domínios de iso-orientação identificados,

[0032] um ângulo (ângulo de desvio da propagação da trinca) 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,

[0033] 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 8 μm são estimados constituir um domínio que resiste à propagação das iso-trincas.

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

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

[0034] em que [X] denota o teor (em % em massa) de um elemento X e t denota a espessura da chapa (mm).

[0035] [2] Uma chapa de aço grossa de alta resistência tendo excelente capacidade de retenção de propagação repentina de trincas frágeis 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%.

[0036] [3] Uma chapa de aço grossa de alta resistência tendo excelente capacidade de retenção de propagação repentina de trincas frágeis 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%, terras raras: 0,0005 a

0,010%.

[0037] [4] Um método de produção de uma chapa de aço grossa de alta resistência tendo excelente capacidade de retenção de propagação repentina de trincas frágeis, incluindo: reaquecer uma placa de aço tendo uma composição conforme descrito em qualquer um dos itens [1] a [3] acima até 950 a 1150°C;

[0038] executar laminação grosseira (laminação preliminar) no aço a uma temperatura de no mínimo 900°C com uma redução cumulativa de 30% ou mais;

[0039] executar laminação de acabamento no aço a uma temperatura de no mínimo a temperatura Ar_3 e de no máximo T(°C) definida pela fórmula (3) descrita abaixo, com uma redução cumulativa de 40%;

[0040] 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.

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

[0041] em que [Ni] denota o teor de Ni (em % em massa) e t denota a espessura da chapa (mm).

[0042] [6] Um método de produção de chapa de aço grossa tendo excelente capacidade de retenção de propagação repentina de trincas frágeis conforme descrito no item [5] acima, também incluindo a execução do revenido do aço a uma temperatura de 300 a 600°C após o término do resfriamento acelerado.

[0043] Efeito da Invenção

[0044] Aplicando-se a presente invenção, chapas de aço de alta capacidade de retenção aplicáveis a grandes construções podem ser fornecidas por um método de produção estável e eficaz, onde os indicadores da capacidade de retenção $T_{KCa=6000}$ das chapas são -10°C

ou menos, mesmo quando as chapas de aço são chapas grossas tendo uma espessura de 50 mm ou mais, e a tensão de escoamento do aço está em uma faixa de 390 a 460 MPa. Portanto, a presente invenção tem grande eficiência industrial.

BREVE EXPLICAÇÃO DOS DESENHOS

[0045] 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 iso-trincas.

[0046] A figura 2 é um gráfico mostrando uma mudança de capacidade de retenção dependendo da quantidade de adição de Ni.

[0047] A figura 3 é um gráfico mostrando os efeitos da adição de Ni e do tamanho efetivo de grão na capacidade de retenção.

[0048] A figura 4 é um gráfico mostrando a relação entre a fração de perlita e a capacidade de retenção.

[0049] A figura 5 é um gráfico mostrando a relação entre o diâmetro equivalente de círculo de cementita e a capacidade de retenção.

[0050] A figura 6 é um gráfico mostrando a relação entre a capacidade de retenção e a fração de ferrita grosseira 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.

[0051] 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 retenção predeterminada a um aço.

[0052] A figura 8 é um gráfico mostrando a dependência da espessura da chapa do tamanho efetivo de grão necessário para fornecer uma capacidade de retenção predeterminada a um aço.

[0053] 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 retenção predeterminada a um aço.

[0054] 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 retenção predeterminada a aço.

MELHOR FORMA DE EXECUÇÃO DA INVENÇÃO

[0055] A seguir, uma configuração da presente invenção é explicada em detalhes.

[0056] Os inventores executaram pesquisa experimental em fatores que dominam a capacidade de retenção de um aço que tenha uma tensão 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 retenção 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.

[0057] A unidade de fratura durante a propagação de uma trinca frágil 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 EBSP. Especificamente, um diâmetro médio equivalente do círculo (tamanho efetivo do grão de cristal) de um domínio resistente à propagação de iso-trincas (inclusive grãos tendo um diâmetro equivalente de círculo de menos de 8 µm) mostra boa correlação com a capacidade de retenção, onde os limites do domínio são definidos identificando-se os eixos <001> mais próximos de uma direção T perpendicular à direção de laminação. Isto é, onde ângulos de 20° ou mais são necessários para os eixos <001> 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.

[0058] Onde Ni é adicionado em uma quantidade de 0,5% ou mais, o efeito aparente da melhoria da capacidade de retenção 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 retenção similar pode ser garantida mesmo em uma microestrutura grosseira. Como resultado, é possível reduzir a carga no processo de produção tal como aumentando a temperatura de término da laminação.

[0059] Onde a fração de perlita excede 5%, a perlita grosseira tende a agir como um ponto de partida para trincas frágeis diminuindo assim a capacidade de retenção 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.

[0060] Cementitas finas tendo um diâmetro médio equivalente de círculo de 0,5 mm ou menos contribui para melhorar a capacidade de retenção. 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.

[0061] Embora o aço tenha tamanho efetivo de grão fino para a espessura da chapa, a capacidade de retenção do aço deteriora quando a fração de ferrita grosseira 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.

[0062] A seguir, são explicadas as constituições da presente invenção.

[0063] 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 Não-Patentária: 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 melhorada uma vez que a região tem um tamanho pequeno.

[0064] 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 unidade de estrutura básica objetivamente.

[0065] 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 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 retenção 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 retenção.

[0066] 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 trincas supondo que a trinca se propaga ao longo dos planos {100} foram mostrados na figura 1.

[0067] Os números na figura 1 denotam os ângulos (ângulos de desvio da propagação de trincas) necessários para fazer os eixos <001> 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 trincas parece mudar onde o ângulo de desvio da propagação de trincas 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 trincas não muda sua direção em domínios de tamanhos pequenos mesmo quando o ângulo de desvio é maior que 20°C. 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 µm. Como resultado da observação da superfície da fratura, foi também confirmado que limites 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 iso-trincas pode 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 $8\mu\text{m}$ 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 limites.

[0068] Como resultado do exame cuidadoso da relação entre o tamanho de grão eficaz assim medido e a capacidade de retenção do aço, foi descoberto que a laminação de acabamento teve de ser executada a uma temperatura baixa de no máximo 800°C de modo a fornecer uma capacidade de retenção 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 a tensão de escoamento para ser 390MPa ou mais, tornando muito difícil produzir o aço efetiva e estavelmente.

[0069] 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 de espessura, e as chapas de aço de 80 mm de espessura foram produzidas a partir das placas, e sua capacidade de retenção foi examinada com base em um teste ESSO. Como resultado, foi confirmado que a capacidade de retenção tendeu a aumentar com o aumento do teor de Ni embora o tamanho efetivo de grão fosse quase imutável. Esta tendência é mostrada na figura 2.

[0070] Aqui, a capacidade de retenção foi avaliada a uma temperatura ($T_{Kca=6000}$) na qual a capacidade de retenção da

propagação repentina de trincas frágeis K_{ca} satisfez $K_{ca}=6000\text{N/mm}^{1.5}$. Da figura 2, foi confirmado que a capacidade de retenção 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.

[0071] 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 retenção. Como resultado, foi descoberto que o efeito de melhoria da capacidade de retenção 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 retenção 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.

[0072] Os inventores também examinaram a influência dos fatores de microestrutura diferentes do tamanho efetivo de grão na capacidade de retenção, uma vez que foi confirmado que chapas de aço de tamanho efetivo de grão fino ocasionalmente mostraram uma capacidade de retenção insuficiente.

[0073] 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 retenção tende a ser deteriorada devido à quantidade crescente de perlita grosseira 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.

[0074] Em adição, foi confirmado que a capacidade de retenção foi também afetada pelo tamanho da cementita incluída na bainita. Conforme mostrado na figura 5, a capacidade de retenção 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 tenda principal, diminuindo assim o estado de estresse na ponta da fratura. Por outro lado, onde a cementita é grosseira, como a perlita, a cementita age como uma origem para fazer ocorrerem as fraturas frágeis, diminuindo assim a capacidade de retenção.

[0075] Além disso, foi confirmado que a ferrita grosseira gerada nas porções de superfície também reduziram a capacidade de retenção. Esta ferrita grosseira da superfície é gerada onde um aço de capacidade de endurecimento relativamente baixa (temperabilidade) é laminado a uma temperatura menor que a temperatura Ar_3 ou onde a laminação é acabada a uma temperatura não inferior à temperatura Ar_3 , mas onde a temperatura de início do resfriamento está abaixo da temperatura Ar_3 . Conforme mostrado na figura 6, uma redução notável de capacidade de retenção 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.

[0076] Para tornar claro o princípio de produção de uma chapa de aço grossa de alta resistência e alta retenção 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 retenção 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.

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

[0077] em que [Ni] denota o teor de Ni (em % em massa) e t denota a espessura da chapa (mm).

[0078] 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 retenção 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 freqüência suficiente quando uma trinca frágil se propaga de um grão para outro. Portanto, o efeito de suprimir a propagação de uma fratura é reduzido, e a capacidade de retenção é reduzida.

[0079] A seguir, é explicada a razão para a limitação das condições de produção.

[0080] 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 engrossados. Portanto, há a

possibilidade de que seja difícil obter uma microestrutura fina no estado final.

[0081] A laminação grosseira 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.

[0082] A laminação de acabamento a seguir é o processo mais importante para o refino do tamanho efetivo de grão que domina a capacidade de retenção. 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(°C) descrita abaixo com uma redução cumulativa de 40% ou mais.

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

[0083] em que [Ni] denota o teor de Ni (em % em massa) e t denota a espessura da chapa (mm).

[0084] 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 Ar_3 , ferritas grosseiras tendo um diâmetros equivalentes de círculo maiores que 25μm são geradas, diminuindo assim a capacidade de retenção, 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 retenção 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.

[0085] 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 Ar_3 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 Ar_3 , a fração de ferrita grosseira nas porções de superfície excede 10%, deteriorando assim a capacidade de retenção. 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 retenção é reduzida pelo refino insuficiente do tamanho efetivo de grão, engrossamento da cementita que pode contribuir com a melhoria da capacidade de retenção, ou pela geração de perlita excedendo 5%.

[0086] Após o resfriamento acelerado, um tratamento de revenido 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 revenido é menor que 300°C, a ductilidade e a tenacidade não são suficientemente melhoradas. Onde a temperatura de revenido excede 600°C, a capacidade de retenção é reduzida pelo engrossamento da cementita.

[0087] A seguir, são explicadas as razões para limitação da

composição da presente invenção.

[0088] C (carbono) é um elemento que contribui para a geração de cementita e prevenção do engrossamento 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 assegurar uma tenacidade da ZAC (Zona Afetada pelo Calor) no momento da grande entrada de calor da soldagem, e facilmente engrossa a cementita. Portanto, o limite superior do teor de carbono é controlado para ser 0,14%.

[0089] 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 de soldagem e a tenacidade da ZAC. Portanto, o limite superior do teor de silício é controlado para ser 0,5%.

[0090] Mn (manganês) é adicionado em uma quantidade de 0,3% ou mais uma vez que o manganês é um elemento eficaz para melhorar a resistência 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%.

[0091] Embora os teores de P (fósforo) e S (enxofre) sejam preferivelmente controlados para serem tão baixos quanto possível, é necessário um 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.

[0092] 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 retenção 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.

[0093] 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%.

[0094] 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%.

[0095] 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%.

[0096] 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 Ni é controlada para ser 0,0080% ou menos.

[0097] Elementos opcionais adicionais são limitados pela razão descrita abaixo.

[0098] Cada um dos elementos entre Cu (cobre), Cr (cromo), e Mo (molibdênio) 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.

[0099] 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.

[00100] 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%.

[00101] Mg (magnésio), Ca (cálcio), e terras raras (REM) formam óxidos finos ou sulfetos e contribuem para a melhoria da tenacidade da ZAC. Por outro lado, uma adição excessiva engrossa 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%, terras raras são controladas para estarem em uma faixa de 0,0005 a 0,010%. Terras raras denota um elemento terra rara (metal terra rara) tal como La, Ce, ou similar.

[00102] Além disso, para garantir a resistência do metal base e a resistência da junta consistentemente, o Ceq mostrado pela fórmula descrita abaixo deve ser controlado para estar em uma faixa de 0,30 a 0,50%. Onde o Ceq for menor que 0,30%, é difícil garantir a tensão de escoamento 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 Ceq 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 retenção seja reduzida por uma resistência muito alta.

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

[00103] 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

[00104] 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.

[00105] 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.

[00106] A fração de ferrita grosseira da superfície (fração a grosseira da superfície) foi medida com base na análise da imagem de um micrógrafo ótico da seção T de uma porção de superfície externa de uma chapa de aço.

[00107] 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.

[00108] 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.

[00109] 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 $3 \text{ to } 5 \mu\text{m}$ 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 acordo com a JIS G0551.

[00110] A tensão de escoamento (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.

[00111] A capacidade de retenção foi avaliada pelo teste ESSO de gradiente de temperatura com base em uma temperatura na qual $K_{ca}=6000\text{N} / \text{mm}^{1.5}$ 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	<u>0,146</u>	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	<u>0,30</u>	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-

Aço	Cu	Cr	Mo	V	B	Mg	Ca	Terras raras	Ceq	(% em massa)
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 grosseira		
						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 grosseira		
						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 Resfriamento (°C/s)	Temperatura inicial (°C)	Temperatura acab. (°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
	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
	8	F	819	798	690	857	46	15	784	141	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 Resfriamento (°C/s)	Temperatura inicial (°C)	Temperatura acab. (°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 grosseira		
						Temperatura inicial (°C)	Temperatura acab. (°C)	Taxa de Resfriamento (°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 grosseira		
						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 Resfriamento (°C /s)	Ar3 (°C)	T (°C)	Redução Cumulativa (%)	Taxa de Resfriamento (°C /s)	Temperatura inicial (°C)		
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	23	A	782	<u>758</u>	774	814	52	15	<u>739</u>	467	-
	24	B	827	804	745	850	59	5	788	303	-
	25	B	<u>891</u>	<u>870</u>	742	868	52	10	826	480	-
	26	C	812	793	752	821	56	12	772	218	<u>635</u>
	27	D	860	840	677	885	<u>36</u>	9	821	263	-
	28	E	835	807	733	862	55	12	<u>705</u>	251	-
	29	E	825	802	737	845	54	11	785	110	395
	30	F	<u>875</u>	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	<u>528</u>	-

Tabela 3 –continuação-

CLASSE	Nº	Aço	Laminação de Acabamento				Resfriamento acelerado			Tratamento térmico
			Temperatura (°C)	Taxa de Resfriamento (°C /s)	Ar3 (°C)	T (°C)	Redução Cumulativa (%)	Taxa de Resfriamento (°C /s)	Temperatura inicial (°C)	
EXEMPLOS CONFORME A PRESENTE INVENÇÃO	34	I	805	786	718	821	60	<u>0.5</u>	-	-
	35	J	<u>815</u>	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
	39	N	820	801	736	835	55	10	788	303
	40	O	<u>845</u>	<u>825</u>	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
	43	R	810	794	747	820	56	12	768	220
	44	S	804	780	776	821	55	13	759	286
	45	T	878	860	631	898	47	15	844	405

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

Tabela 4

Classe	Nº	Aço	Espessura da chapa (mm)	Microestrutura				
				Fração de bainita (%)	Fração de perlita (%)	Fração de superfície α grosseira (%)	Tamanho médio de grão 0 (μm)	Tamanho médio efetivo de grão d (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 de bainita (%)	Fração de perlita (%)	Fração de superfície α grosseira (%)	Tamanho médio de grão 0 (μm)	Tamanho médio efetivo de grão (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 retenção	
			YP (MPa)	TS (MPa)	TKca=6000 (°C)
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 retenção	
			YP (MPa)	TS (MPa)	TKca=6000 (°C)
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

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

Tabela 5

Classe	Nº	Aço	Espessura da chapa (mm)	Microestrutura					Resistência do metal base		Capacidade de retenção $T_{Kca=6000}$ (°C)	
				Fração de bainita (%)	Fração de perlita (%)	Fração de superfície α grosseira (%)	Tamanho médio de grão $\bar{\theta}$ (μm)	Tamanho médio efetivo de grão (μm)	d (μm)	YP (MPa)	TS (MPa)	
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 retenção	
				Fração de bainita (%)	Fração de perlita (%)	Fração de superfície α grosseira (%)	Tamanho médio de grão θ (μm)	Tamanho efetivo de grão (μm)	d (μm)	YP (MPa)	TS (MPa)	$T_{Kca=6000}$ (°C)
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	<u>2,7</u>	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

[00112] As chapas de aço nºs 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 390 a 460MPa, e tiveram uma capacidade de retenção satisfatória.

[00113] Por outro lado, nas chapas de aço nºs 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 retenção foi reduzida em cada caso.

[00114] Nos nºs 23 e 41, as temperaturas de laminação de acabamento foram menores que Ar₃, e foi gerada ferrita grosseira em grandes quantidades nas porções de superfície, resultando na redução da capacidade de retenção.

[00115] Nos nºs 28 e 42, a temperatura de laminação de acabamento não estava abaixo da Ar₃, mas o resfriamento acelerado foi iniciado a uma temperatura menor que Ar₃. Portanto, frações de ferrita grosseira de superfície foram aumentadas resultando na redução da capacidade de retenção.

[00116] Nos nºs 24 e 37, o resfriamento acelerado foi executado a uma baixa taxa de resfriamento.

[00117] Nos nºs 33 e 40, a temperatura de interrupção do resfriamento foi maior que 500°C.

[00118] Nos nºs 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 retenção suficiente não pode ser obtida.

[00119] O nº 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 retenção.

[00120] Os nºs 27 e 35 foram laminados com uma pequena redução cumulativa da laminação de acabamento.

[00121] Nos nºs 25, 30, e 36, o tamanho efetivo de grão foi engrossado devido às altas temperaturas de laminação de acabamento, resultando em uma redução da capacidade de retenção.

[00122] O nº 29 foi aquecido a alta temperatura.

[00123] Os nºs 31 e 39 foram laminados grosseiramente com pequena redução cumulativa.

[00124] O nº 32 foi aquecido a alta temperatura e foi laminado grosseiramente com uma pequena redução cumulativa. Portanto, o tamanho efetivo de grão foi engrossado, resultando na redução da capacidade de retenção.

[00125] No nº 43, a cementita teve tamanho grande devido ao teor excessivo de C. Como resultado, a capacidade de retenção foi reduzida, e a tenacidade da ZAC foi reduzida.

[00126] No nº 44, a capacidade de retenção foi insuficiente devido ao pequeno teor de Ni.

[00127] No nº 45, a resistência foi muito aumentada devido ao alto Ceq, resultando na redução da capacidade de retenção.

APLICABILIDADE INDUSTRIAL

[00128] Aplicando-se a presente invenção, chapas de aço com alta capacidade de retenção aplicáveis a grandes construções podem ser fornecidas por um método de produção estável e eficaz, onde os indicadores da capacidade de retenção $T_{KCa=6000}$ das chapas são -10°C ou menos, mesmo quando as chapas de aço são chapas grossas tendo uma espessura de 50 mm ou mais, e a tensão de escoamento 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, caracterizada pelo fato de que compreende:

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 Ceq 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 de perlita é menor ou igual a 5%,

a fração de ferrita grosseira 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,

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 iso-trincas 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 iso-trincas 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,

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 padrão de EBSD,

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 trincas) 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 iso-trincas.

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

$$d = (7.11 \times [Ni] + 11) \times (1.2 - t/300) \dots(2)$$

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, caracterizada pelo fato de que também contém, 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, caracterizada pelo fato de que também contém, em % em massa, um ou dois ou mais elementos selecionados entre Mg: 0,0003 a 0,0050%, Ca: 0,0005 a 0,0030%, e terras raras: 0,0005 a 0,010%.

4. Chapa de aço grossa de alta resistência de acordo com a reivindicação 2, caracterizada pelo fato de que também contém, em % em massa, um ou dois ou mais elementos selecionados entre Mg: 0,0003 a 0,0050%, Ca: 0,0005 a 0,0030%, e terras raras: 0,0005 a 0,010%.

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

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

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.

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

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

6. Método de produção de chapa de aço grossa de acordo

com a reivindicação 5, caracterizado pelo fato de que também compreende a execução de revenido do aço a uma temperatura de 300 a 600°C após o término do resfriamento acelerado.

FIG. 1

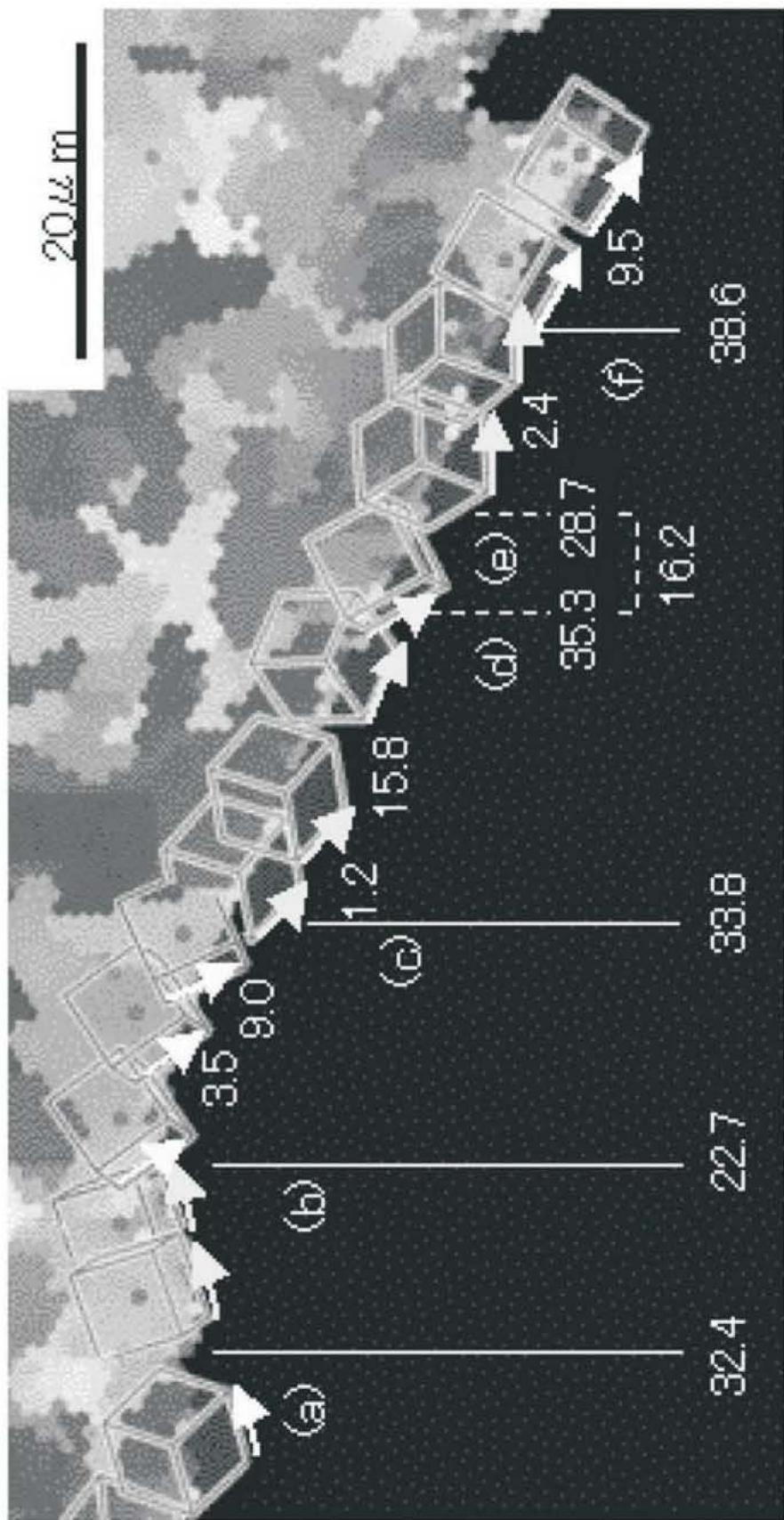


FIG. 2

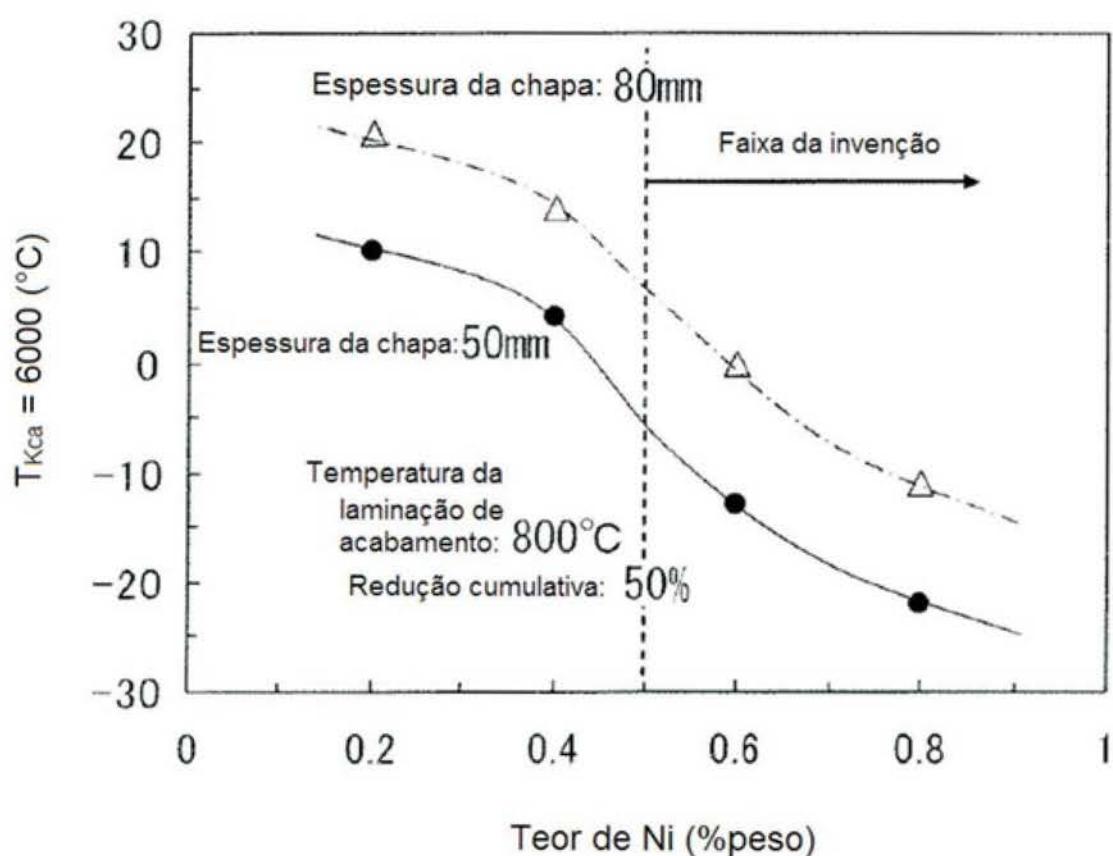


FIG.3

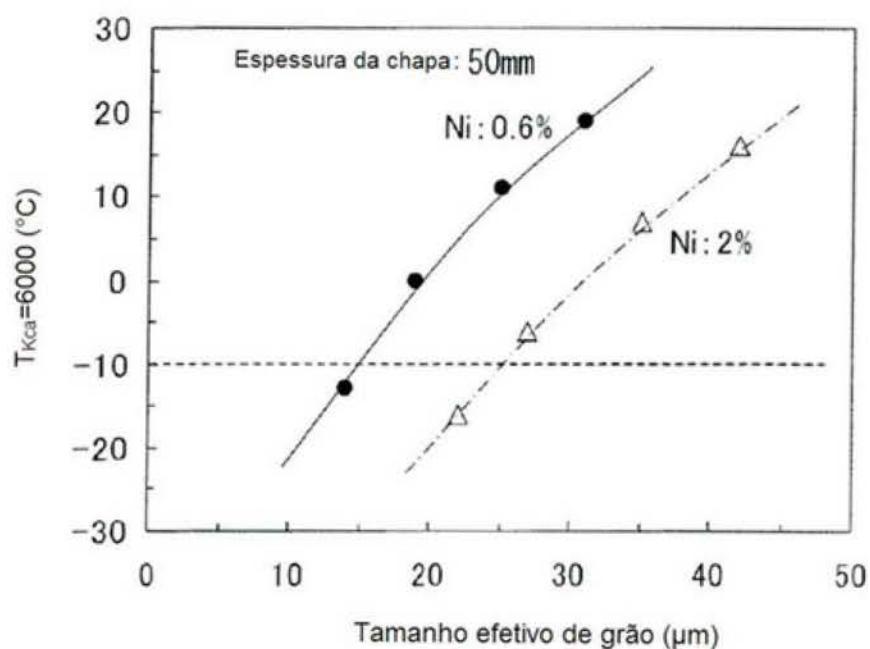


FIG.4

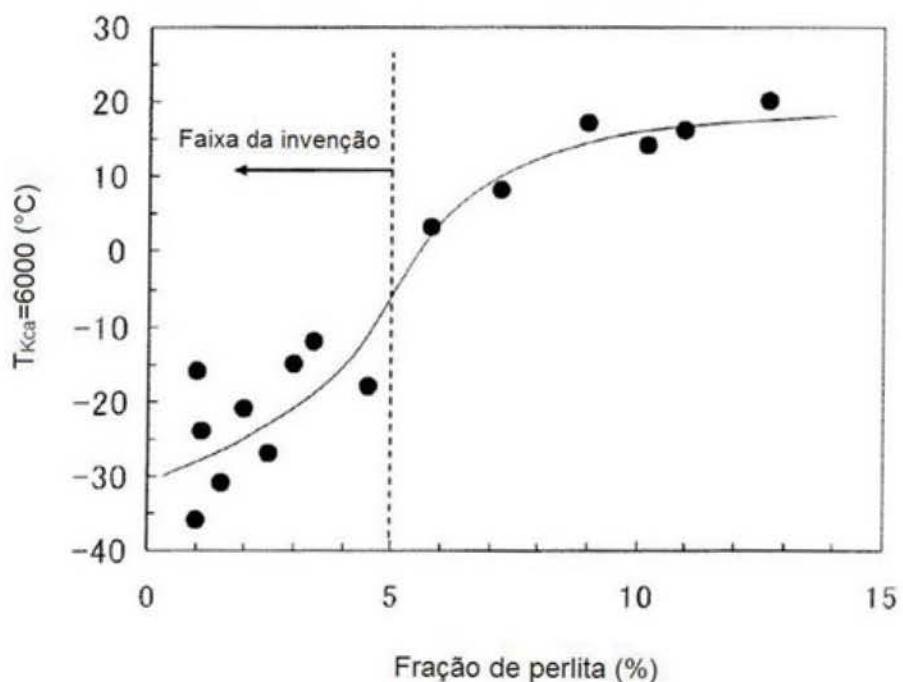


FIG.5

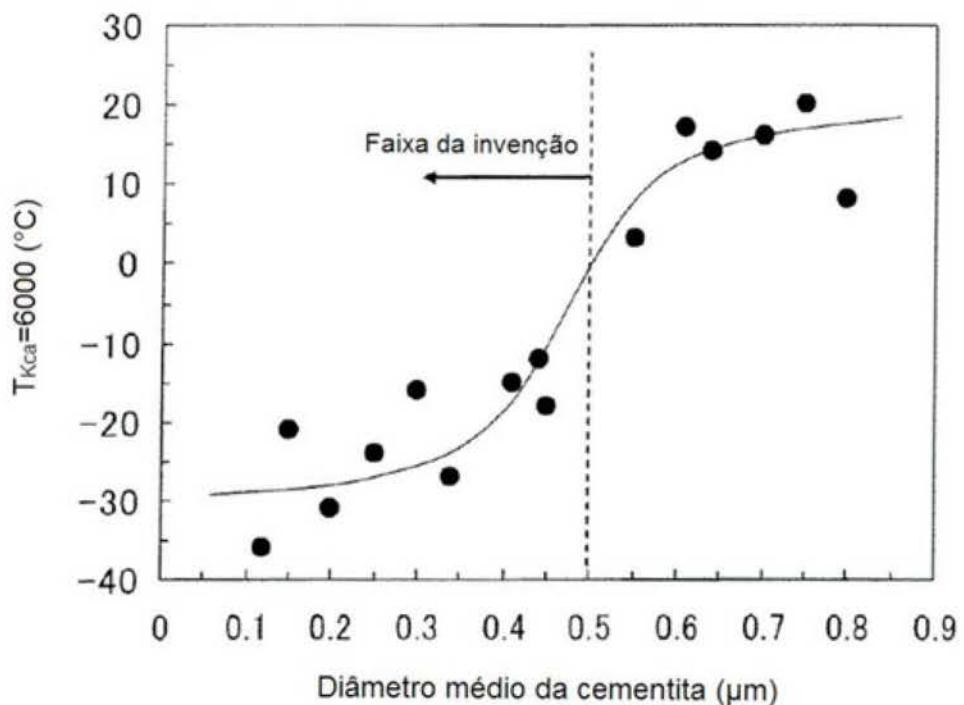


FIG.6

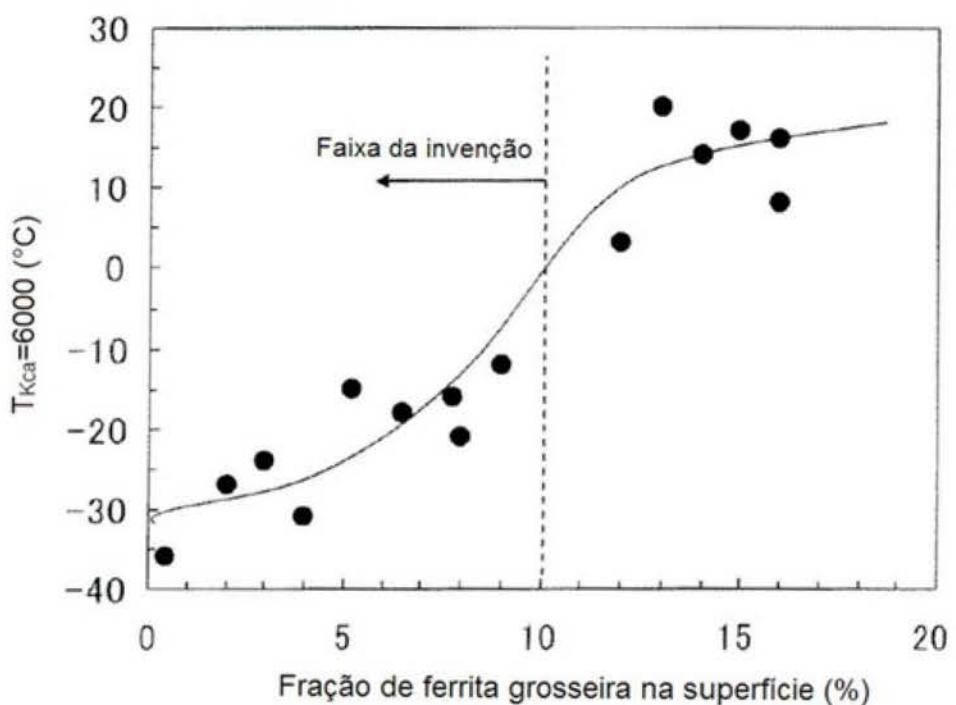


FIG.7

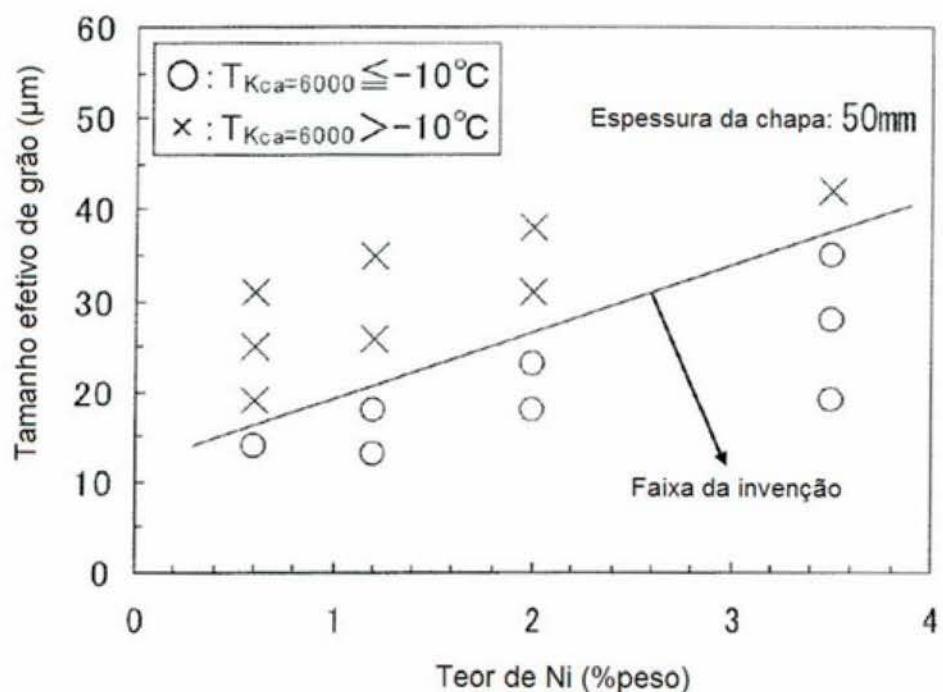


FIG.8

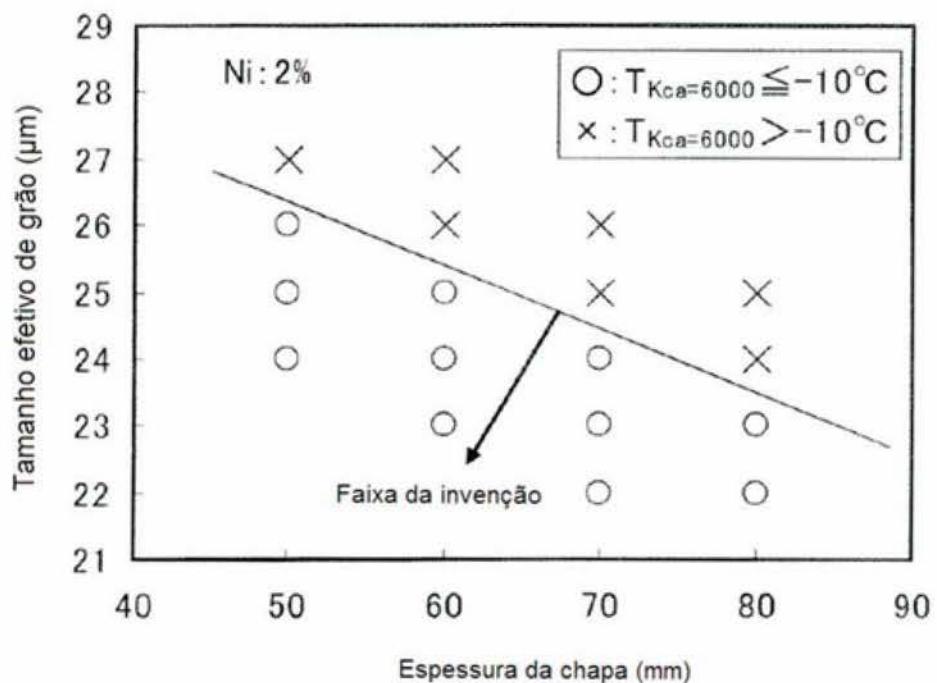


FIG.9

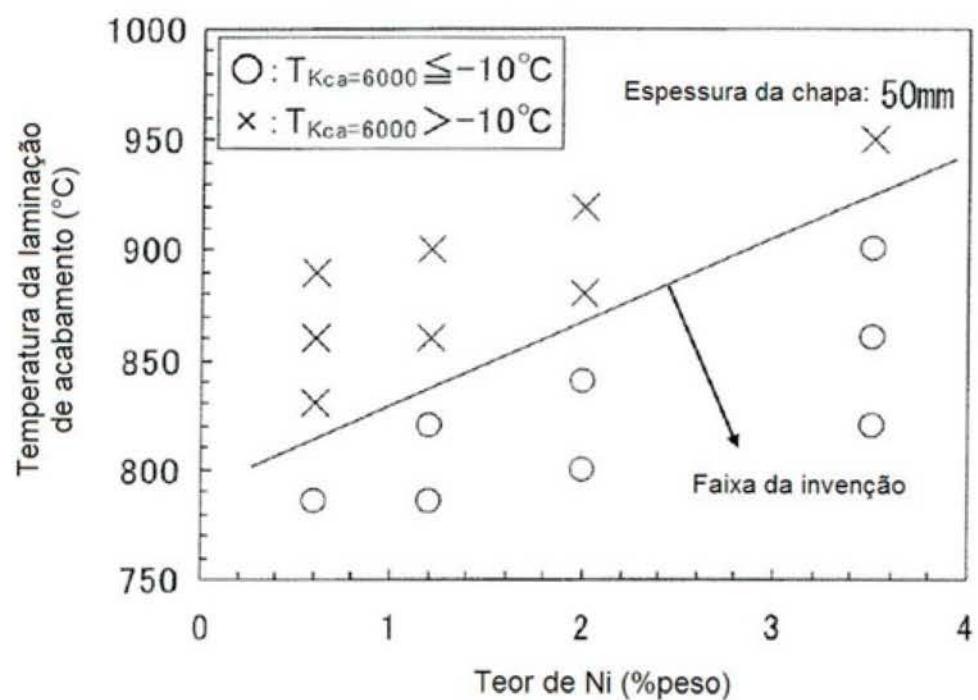


FIG.10

