



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

(11) PI 0618491-0 B1

(22) Data do Depósito: 08/11/2006

(45) Data de Concessão: 15/05/2018



(54) Título: PLACA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DE BAIXA ANISOTROPIA ACÚSTICA E ALTA SOLDABILIDADE TENDO UMA ESPESSURA DE 30 MM A 100 MM E UMA TENSÃO DE ESCOAMENTO DE 450 MPA OU MAIOR E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DE 570 MPA OU MAIOR NA REGIÃO DE CENTRO DE ESPESSURA DA PLACA

(51) Int.Cl.: C22C 38/00; B21B 1/26; B21B 3/00; C21D 8/02; C22C 38/14; C22C 38/58

(30) Prioridade Unionista: 07/11/2006 JP 2006-301540, 09/11/2005 JP 2005-324798

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

(72) Inventor(es): MANABU HOSHINO; MASAACKI FUJIOKA; YOICHI TANAKA; TATSUYA KUMAGAI

Relatório Descritivo da Patente de Invenção para "**PLACA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DE BAIXA ANISOTROPIA ACÚSTICA E ALTA SOLDABILIDADE TENDO UMA ESPESSURA DE 30 A 100 MM E UMA TENSÃO DE ESCOAMENTO DE 450 MPA OU MAIOR E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DE 570 MPA OU MAIOR NA REGIÃO DE CENTRO DE ESPESSURA DA PLACA**".

Campo da Invenção

[001] A presente invenção refere-se a uma placa de aço de alta resistência à tração de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior, e um processo para produção de placa de aço que permita produção com alta produtividade sem necessidade de tratamento térmico fora de linha. A placa de aço da invenção é usada na forma de uma placa de aço espessa nos membros estruturais de estruturas soldadas tais como pontes, navios, construções, estruturas marinhas, vasos de pressão, tubo de pressão, tubulações e similares.

Descrição da Técnica Relacionada

[002] As placas de aço de alta resistência à tração na classe de limite de resistência à tração de 570 MPa e acima pretendidas para uso nos membros estruturais de estruturas soldadas como pontes, navios, construções, estruturas marinhas, vasos de pressão, tubo de pressão, tubulações e similares precisam sobressair não somente em resistência mas também em rigidez e soldabilidade, e particularmente, em anos recentes têm sido crescentemente requeridas oferecerem boa soldabilidade sob alto fornecimento de calor. Esforços para aperfeiçoar as propriedades das placas têm continuado por muitos anos.

Tecnologias relacionadas à composição e condições de produção de tais placas de aço são ensinadas, por exemplo, por publi-

cação de patente Japonesa (A) N^{os} S53-119219 e H01-149923. Nos processos usados para produzir estas placas de aço, laminação é seguida por tratamento térmico fora de linha que envolve reaquecimento – endurecimento, plus adicional reaquecimento (têmpera). Ainda, publicação de patente Japonesa (A) N^{os} S52-081014, S63-033521 e H02-205627, por exemplo, mostram invenções relacionadas a produção através do assim chamado endurecimento direto, no qual a placa de aço é endurecida em linha após laminação. Em ambos, no caso de reaquecimento – endurecimento e o caso de endurecimento direto, tratamento térmico de têmpera fora de linha é necessário. De modo a aumentar produtividade, entretanto, é preferível usar o assim chamado processo de produção como-laminado que também omite tratamento térmico de têmpera e não requer tratamento térmico fora de linha.

[004] Um número de invenções de processos de produção tal como saem do laminador foi publicado, incluindo, por exemplo, aquelas ensinadas por publicação de patente Japonesa (A) N^{os} S54-021917, S54-071714, 2001-064723 e 2001-064728. Estas referem-se ao processo de resfriamento acelerado interrompido no qual resfriamento acelerado após laminação é terminado no meio do caminho. Este processo tem por alvo eliminação de reaquecimento (têmpera) através de uso de acelerado resfriamento para rapidamente resfriar para abaixo de temperatura de transformação e pelo que obter uma estrutura de aço endurecido e então, enquanto a temperatura de pós-transformação ainda é relativamente alta, terminando o resfriamento com água para desviar para resfriamento lento e realizar o efeito de têmpera do lento resfriamento.

[005] Além disso, a invenção ensinada por publicação de patente Japonesa (A) N^o 2002-088413 refere-se ao uso do processo de resfriamento acelerado interrompido para fabricação de uma placa de aço de alta resistência à tração com limite de resistência à tração na classe

de 570 MPa ou maior.

[006] Ainda, publicação de patente Japonesa (A) Nº 2002-0539912 ensina uma invenção relacionado-se a um processo como – laminado que também omite resfriamento com água após laminação.

- 5 [007] Em adição, publicação de patente Japonesa (A) Nº 2005-126819 ensina uma invenção relacionando-se a um processo de uso de processo de resfriamento acelerado interrompido para produzir uma placa de aço de alta resistência à tração que tem limite de resistência à tração na classe de 570 MPa ou maior e é baixa em anisotropia a-
10 cústica e excelente em soldabilidade.

Sumário da Invenção

- [008] Entretanto, as invenções ensinadas pela publicação de patente Japonesa (A) Nºs S53-119219, H01-149923, S52-081014, S63-033521 e H02-205627 são inevitavelmente inferiores em produtividade
15 devido à necessidade de tratamento térmico fora de linha.

- [009] Embora as invenções da publicação de patente Japonesa (A) Nºs S54-021917, S54-071714, 2001-064723 e 2001-064728 tentem superar o assunto de baixa produtividade através de utilização de processo de produção como-laminado que elimina a necessidade de tra-
20 tamento térmico fora de linha através de omissão de tratamento térmico de têmpera, mesmo elas não podem ser ditas obterem alta produtividade devido ao fato de que a laminação controlada em uma temperatura relativamente baixa que elas requerem para obter rigidez e resistência envolve um tempo de espera de temperatura porque a tem-
25 peratura de acabamento de laminação é ao redor de 800°C. Além disso, particularmente em uma aplicação onde o produto é para ser usado em uma ponte, construção ou semelhante, a anisotropia acústica tem de ser minimizada devido seu efeito adverso sobre a precisão de testes de feixe de ângulo ultrassônico de soldas. Entretanto, uma vez
30 que a laminação controlada com uma temperatura de acabamento ao

redor de 800°C forma uma textura, a anisotropia acústica da placa de aço é muito grande, de modo que estas tecnologias da técnica anterior são sempre apropriadas para tais aplicações.

[0010] A invenção mostrada na publicação de patente Japonesa mencionada anteriormente (A) Nº 2002-088413 afirma que V contribui para endurecimento de precipitação mesmo no estágio de resfriamento lento após interrupção de resfriamento acelerado. Mas, como explicado ainda depois, os estudos dos inventores verificaram que a taxa de precipitação de V é mais lenta que aquela de Nb e Ti no estágio de resfriamento lento após interrupção de resfriamento acelerado. Os inventores assim aprenderam que V não é tão efetivo para endurecimento de aço e concluíram que a composição proposta pela invenção não assegura necessariamente consistente resistência.

[0011] A invenção da publicação de patente Japonesa mencionada anteriormente (A) Nº 2002-0539912 não experimenta grande anisotropia acústica porque ela não conduz laminação controlada em uma baixa temperatura. Como uma compensação, entretanto, ela tem um problema de pobre economia devido a, por exemplo, a adição de grandes quantidades de elementos de formação de liga, como Cu, Ni, e Mn, de modo a manter resistência.

[0012] A invenção da publicação de patente Japonesa anterior (A) Nº 2005-126819 ('819) foi realizada pelos presentes inventores. A invenção '819 torna possível produzir uma placa de aço de alta resistência à tração que tem limite de resistência à tração na classe de 570 MPa ou maior e é baixa em anisotropia acústica e alta em soldabilidade através de utilização de um processo de produção com a premissa de uso de uma composição econômica baixa em elementos de formação de liga em combinação com o processo de resfriamento acelerado interrompido de alta produtividade. Entretanto, ainda pesquisa mostrou que no caso de aço espesso tendo uma espessura de placa de 30 a

100 mm, a invenção '819 não é sempre capaz de obter a desejada tensão de escoamento de 450 MPa ou maior, particularmente no centro da placa na direção de espessura. As cargas limites originais e resistências à tração dos exemplos mostrados nas Tabelas 3 e 4 de '819

5 foram resultados obtidos pelos inventores através de testes de tração realizados sobre peças de teste de tração amostradas na região de espessura de placa $\frac{1}{4}$ (região de $\frac{1}{4} t$). Entretanto, a placa de aço da presente invenção é pretendida para uso na forma de placa de aço espessa em membros estruturais de estruturas soldadas tais como

10 pontes, navios, construções, estruturas marinhas, vasos de pressão, tubos de pressão, tubulações e similares. Como tal, é claro, é desejável para a mesma ter uma tensão de escoamento de 450 MPa ou maior não somente na região de $\frac{1}{4} t$ mas também na região de centro de espessura.

15 [0013] O objetivo da presente invenção é por isso prover uma placa de aço de alta tração de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior, inclusive na região de centro de espessura de placa de um aço espesso tendo uma espessura

20 de placa de 30 a 100 mm, cuja placa de aço de alta tração é pressuposta de uso de uma composição econômica baixa em elementos de formação de liga em combinação com o processo de resfriamento acelerado interrompido de alta produtividade, e um processo para produção da placa de aço. Deve ser notado que a presente invenção não é

25 limitada a placas de aço tendo uma espessura de 30 mm ou maior mas cobre placas de aço produzidas através do processo de produção de placas de aço caindo na faixa de 6 mm a 100 mm.

[0014] A presente invenção é uma invenção de aperfeiçoamento baseada na invenção mostrada em '819 que ainda focaliza sobre a

30 tensão de escoamento no centro de espessura de um aço espesso.

Os antecedentes da presente invenção serão por isso explicados no que se segue com referência aos antecedentes da invenção de '819 onde apropriado.

[0015] Embora um número de meios sejam disponíveis para enriquecimento de aço de alta tração, o processo de utilização de efeito de endurecimento de precipitação de carbeto, nitretos de Nb, V, Ti, Mo e Cr e similares permite enriquecimento com uma quantidade relativamente pequena de componentes de formação de liga. Quando este processo é usado, é importante para obtenção de abundante endurecimento de precipitação formar precipitados que sejam coerentes com a matriz.

[0016] No processo de resfriamento acelerado interrompido conduzido após laminação, o resfriamento acelerado transforma a estrutura de aço austenítica no momento de laminação em uma estrutura matriz bainita, ferrita ou outra tal como ferrítica. Após a transformação, os precipitados que precipitaram na austenita a partir de antes de laminação ou o resfriamento acelerado perdem sua coerência com a matriz e são reduzidos em efeitos de enriquecimento. Além disso, precipitados que precipitam em um estágio inicial da laminação aumentam e degradam rigidez. Isto torna importante suprimir precipitação de precipitados durante laminação e antes de resfriamento acelerado e maximizar precipitação na estrutura bainítica ou ferrítica no estágio do resfriamento lento seguindo término do resfriamento acelerado. No processo de refino térmico convencional de condução de tratamento de reaquecimento (têmpera) após resfriamento com água, considerável endurecimento de precipitação pode ser obtido devido à facilidade de obtenção de temperatura e tempo para a precipitação. Em contraste, o processo de resfriamento acelerado interrompido, que não conduz reaquecimento (têmpera), é geralmente desvantajoso do ponto de vista de endurecimento de precipitação porque, não obstante de precipita-

ção poder ser esperada durante o resfriamento lento seguindo término de resfriamento acelerado, a temperatura e tempo para precipitação são ambos restritos devido ao fato de que a temperatura de término de resfriamento acelerado tem de ser mantida um pouco baixa de modo a
5 obter uma estrutura endurecida. Como explicado anteriormente, estas circunstâncias significam que embora o processo como-laminado seja de alta produtividade, ele não pode obter a mesma resistência como o processo de refino térmico convencional outro que não através de uso abundante de elementos de formação de liga ou conduzindo lamina-
10 ção controlada em uma baixa temperatura.

[0017] Os inventores por isso realizaram um estudo extensivo em busca de um processo que, enquanto pressuposto sobre o processo de resfriamento acelerado interrompido de alta produtividade, é capaz de obter alta resistência sem pesada adição de elementos de forma-
15 ção de liga ou laminação controlada de baixa temperatura, particularmente um tal processo que explora endurecimento de precipitação ao máximo.

[0018] Primeiro, de modo a verificar o comportamento de precipitação no processo de resfriamento lento seguindo término de resfriamento acelerado, eles realizaram uma investigação detalhada em co-
20 mo a taxa de precipitação dos carbeto, nitreto e carbonitretos de elementos formadores de liga individuais em estrutura bainítica ou ferrítica ou uma sua estrutura mista e a quantidade de endurecimento de precipitação são relacionados a temperatura e tempo de retenção.
25 Como um resultado, eles aprenderam que em estrutura bainítica ou ferrítica ou uma sua estrutura mista, carbonitreto de Nb e carbeto de Ti precipitam em uma taxa de precipitação mais rápida que V e outros elementos, que eles produzem grande quantidade de endurecimento porque eles são coerentes com a matriz, e que sua taxa de precipita-
30 ção é alta e quantidade de endurecimento é grande particularmente na

faixa de temperatura de 600°C a 700°C. Em adição, os inventores aprenderam que quando Nb e Ti, ou Nb, Ti e Mo, são usados juntos e precipitados em combinação, um efeito sinérgico é produzido que obtém grande endurecimento de precipitação através de permissão de
5 fina dispersão de precipitados coerentes com a matriz mesmo com curto tempo de retenção.

[0019] Entretanto, quando as quantidades de Nb e Ti adicionadas são excessivas, os precipitados tendem a engrossar para tornar o número de precipitados menor antes que maior, pelo que a quantidade
10 de endurecimento de precipitação diminui. Além disso, a taxa de precipitação e a morfologia dos precipitados de carbetos, nitreto e carbonitreto de Nb e Ti na austenita ou ferrita são grandemente afetadas pelas quantidades de Nb e Ti adicionadas e as quantidades de C e N. Através de condução de vários experimentos e análises, os inventores
15 aprenderam que as taxas de precipitação e morfologias dos carbetos, nitretos e carbonitretos de Nb e Ti podem ser puramente expressas por Parâmetro $A = ([Nb] + 2 \times [Ti]) \times ([C] + [N] \times 12/14)$ e que através de controle deste valor dentro de uma certa faixa, é possível suprimir precipitação durante laminação enquanto obtendo adequadamente
20 precipitação fina durante resfriamento lento após término de resfriamento com água no meio do caminho. Em outras palavras, as quantidades de C e N adicionadas precisam ser reduzidas em proporção quando as quantidades de Nb e Ti adicionadas são maiores. Quando valor de A é muito pequeno, a taxa de precipitação na ferrita é lenta e
25 adequado endurecimento de precipitação não pode ser obtido. Quando o valor de A é muito grande, a taxa de precipitação de carbetos, nitretos e carbonitretos na austenita é muito rápida, o que faz com que o precipitado engrosse e torna a quantidade de precipitação coerente durante o resfriamento lento seguindo término de resfriamento
30 acelerado deficiente, de modo que a quantidade de endurecimento de pre-

precipitação é também baixa neste caso.

[0020] A estrutura de aço também afeta fortemente estes efeitos de endurecimento de precipitação. Uma estrutura bainítica mantém densidade de deslocamento e outras estruturas trabalhadas melhor que uma ferrita. A presença de abundantes deslocamentos, bandas de 5 deformação e outros sítios de precipitação nas estruturas trabalhadas é altamente efetiva para promoção de fina precipitação coerente. Um estudo conduzido pelos inventores mostrou que para obtenção de suficiente resistência é necessário estabelecer uma fase simples bainita 10 ou uma estrutura mista de bainita e ferrita compreendendo 30% ou mais de bainita em volume. Quando perlita está presente, carbeto, nitreto e carbonitretos de Nb e Ti precipitam no limite de fase perlita para diminuir o desejado efeito de endurecimento, de modo que não somente torna-se difícil obter uma resistência tração de 570 MPa mas 15 rigidez e similares também são diminuídas. Embora perlita por isso tenha de ser reduzida ao máximo possível, estes efeitos adversos são mínimos em um teor de menos que 5% em volume, assim esta é a faixa permissível.

[0021] Os inventores a seguir conduziram um estudo com relação a 20 específicas condições de produção para obtenção de máximo efeito de endurecimento de precipitação. Suas verificações foram como se segue.

[0022] A presente invenção proporciona resistência tirando máxima vantagem de endurecimento de precipitação através de Nb, Ti e similares no processo de resfriamento acelerado interrompido seguindo laminação e por isso requer Nb e Ti serem suficientemente dissolvidos em solução sólida durante aquecimento do lingote ou chapa antes de laminação. Entretanto, foi verificado que Nb e Ti tendem a dissolver menos facilmente durante aquecimento quando co-presentes do que quando presentes independentemente, de modo que eles necessariamente não dissolvem inteiramente sob aquecimento na tempera- 30

tura de solução antecipada de seus respectivos produtos de solubilidade e similares. Os inventores investigaram a temperatura de aquecimento e estados de solução sólida de Nb e Ti do aço da invenção e fizeram uma análise detalhada particularmente da relação entre o valor

5 A mencionado anteriormente e os estados de solução sólida de Nb e Ti. Como um resultado, eles chegaram à conclusão de que Nb e Ti podem ser inteiramente dissolvidos tornando a temperatura de aquecimento do lingote ou chapa maior que a temperatura T ($^{\circ}\text{C}$) calculada pela seguinte expressão condicional incluindo o valor A:

10 [0023] $T = 6300 / (1,9 - \text{Log}A) - 273,$

[0024] onde $A = ([\text{Nb}] + 2 \times [\text{Ti}]) \times ([\text{C}] + [\text{N}] \times 12/14)$ e $[\text{Nb}]$, $[\text{Ti}]$, $[\text{C}]$ e $[\text{N}]$ representam os teores de Nb, Ti, C e N expressos em % em massa.

[0025] Log A é um logaritmo comum.

15 [0026] Precipitação de Nb e Ti no estágio de laminação é promovida pela deformação de laminação, enquanto as condições de laminação na região de alta temperatura de austenita, as assim chamadas condições ásperas, acentuadamente afetam o efeito de endurecimento de precipitação final. Especificamente, os requisitos para supressão de

20 precipitação durante laminação são para acabamento de aspereza na faixa de temperatura de 1020°C ou maior e evitar laminação na faixa de temperatura menor que 1020°C e maior que 920°C tanto quanto possível. Entretanto, se toda laminação deve ser acabada na faixa de temperatura de 1020°C ou maior, a recuperação e recristalização po-

25 dem deixar quase nenhuma estrutura trabalhada após resfriamento acelerado interrompido, de modo que adequado endurecimento de precipitação pode ser impossível devido à presença de muito poucos deslocamentos, bandas de deformação e outros sítios de precipitação. Uma condição essencial é, por isso, conduzir laminação necessária e

30 suficiente na região não-recristalizada e conduzir resfriamento acele-

rado imediatamente após a laminação. Especificamente, laminação relativamente leve de uma redução total de 20 a 50% é conduzida em uma faixa limitada entre 920°C e 860°C. Como a deformação de laminação não se torna excessivamente grande durante esta condição, desnecessária precipitação de Nb e Ti é inibida e uma forte textura não é formada. Anisotropia acústica por isso não se torna grande. Em adição, a quantidade requerida de deformação de laminação pode ser mantida porque suficientes sítios de precipitação permanecem mesmo após término de resfriamento acelerado.

10 [0027] A temperatura de término de resfriamento acelerado do processo de resfriamento acelerado interrompido é feita 600 a 700°C para facilitar precipitação de Nb e Ti, mas de modo a obter uma estrutura de aço compreendendo 30% ou mais de bainita em volume mesmo em uma tal alta temperatura de término, a composição do aço é limitada à específica faixa mostrada abaixo e a velocidade de resfriamento no resfriamento é requerida estar entre 2°C/s e 30°C/s.

15 [0028] O conhecimento adquirido pelos inventores oferece uma abordagem recente na qual precipitação de carbeto e carbonitreto de Nb e Ti é controlada em linha a partir de durante laminação, incluindo laminação na região de alta temperatura, através de resfriamento acelerado e resfriamento lento seguindo término de resfriamento acelerado, pelo que endurecimento de precipitação em par com ou superior àquele através de convencional processo de refino térmico é obtido através de processo de resfriamento acelerado interrompido sem
25 necessidade de tratamento térmico fora de linha.

[0029] Ainda, de acordo com este processo de produção, o parâmetro de trincamento de solda para composição de aço P_{cm} ($P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B]$, onde [C], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V] e [B] representa os
30 teores de C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V e B expressos em % em massa)

pode ser mantido baixo, isto é, $P_{cm} \leq 0,18$, para prover um aço de alta tração com limite de resistência à tração na classe de 570 MPa ou maior que tem excelente soldabilidade caracterizado por alta rigidez de zona afetada por calor de solda mesmo em grande entrada de calor.

- 5 [0030] Os inventores a seguir conduziram a seguir um estudo com relação ao problema experimentado pela invenção de '819 de um declínio em tensão de escoamento na região de centro de espessura de aço espesso da ordem de 30 a 100 mm de espessura. Eles produziram aços das composições mostradas na Tabela 1, processaram as
- 10 chapas obtidas em placas de espessura de 50 mm sob as condições de produção mostradas na Tabela 2, peças testes amostradas na região de espessura $\frac{1}{4}$ (região de $\frac{1}{4} t$) e região de espessura central ($\frac{1}{2}$), e mediram sua tensão de escoamento e limite de resistência à tração em conformidade com o processo de JIS Z 2241 usando peças de
- 15 testes de tração de bastão N° 4 em conformidade com JIS Z 2201. Os resultados são mostrados na Tabela 2.

Tabela 1

Aço	Composição Química (% em massa)												
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	Nb	Ti	Nb+2Ti	A**	N	P _{cm} *
W	0,06	0,18	1,74	0,013	0,016	0,13	0,057	0,032	0,020	0,072	0,0046	0,0044	0,162
X	0,06	0,38	1,16	0,005	0,014	0,06	0,019	0,063	0,007	0,077	0,0050	0,0050	0,135

$$*P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 +$$

5B

- 20 **A = (Nb + 2 Ti) × (C + N × 12/14)

Tabela 2

N° das condições de produção	Aço	Tempo de aquecimento na laminação (°C)	T* (°C)	Redução Total <1020°C ~ >920 C (%)	Redução Total 920°C ~ 860°C (%)	Velocidade de esfriamento	Temperatura final no esfriamento acelerado (°C)
23	W	1230	1214	0	39	9	610
24	X	1250	1225	0	39	10	620

Nº das condições de produção	Espessura da placa (mm)	Razão de volume de bainita (%)	Razão de volume de perlita (%)	Razão de volume de ilha de martensita (%)	Tensão de escoamento (MPa)		Limite de resistência à tração (MPa)	
					1/4t	1/2t	1/4t	1/2t
23	50	40	4	3	495	410	635	621
24	50	78	<1	5	489	408	615	605

$$T = 6300 / (1,9 - \text{Log}A) - 273; A = (Nb + 2 Ti) \times (C + N \times 12/14)$$

[0031] Pode ser visto da Tabela 2 que tensão de escoamento e limite de resistência à tração na região de $\frac{1}{4}t$ e limite de resistência à tração na região de $\frac{1}{2}t$ satisfazem os desejados valores mas que tensão de escoamento foi baixa na região de centro de espessura e não obtém o desejado valor de 450 MPa. Os inventores conduziram um estudo profundo com relação à razão para este resultado e aprenderam que ilha de martensita formada na região de centro de espessura diminuiu a tensão de escoamento desta região e ainda que no caso da combinação de composição e processo de produção mostrados em '819, ilha de martensita rapidamente formou na região de centro de espessura de aço espesso de uma espessura de chapa de cerca de 30 a 100 mm.

[0032] Os inventores por isso investigaram o efeito de ilha de martensita sobre tensão de escoamento (ponto de rendimento superior ou tensão prova 0,2%). Eles primeiro produziram aços das composições mostradas na Tabela 3, processaram a chapa obtida em placas de 50 mm de espessura sob as condições de produção mostradas na Tabela 4, e calcularam as razões de volume de ilha de martensita nas regiões de centro de espessura (regiões de $\frac{1}{2}t$) baseado em observação de 10 campos dentro de uma faixa de 100 mm x 100 mm usando micrografias de estrutura 500x. Eles ainda amostraram peças testes nas regiões de $\frac{1}{2}t$ das placas testes, e mediram sua tensão de escoamento em conformidade com o processo de JIS Z 2241 usando peças de teste de tração de bastão Nº 4 em conformidade com JIS Z 2201. Os re-

sultados são mostrados na Tabela 4 e Figura 1.

Tabela 3

Aço	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	Nb+2Ti	A**	N	Pcm*
S1	0,07	0,00	1,86	0,016	0,003	0,035	0,045	0,014	0,073	0,0053	0,0025	0,163
S2	0,07	0,03	1,86	0,015	0,007	0,031	0,040	0,013	0,066	0,0047	0,0035	0,162
S3	0,07	0,05	1,82	0,013	0,006	0,036	0,042	0,012	0,066	0,0045	0,0034	0,158
S4	0,07	0,07	1,85	0,016	0,005	0,027	0,046	0,014	0,074	0,0054	0,0028	0,165
S5	0,06	0,09	1,87	0,014	0,004	0,024	0,038	0,009	0,056	0,0036	0,0043	0,157
S6	0,07	0,12	1,68	0,015	0,006	0,023	0,050	0,013	0,076	0,0053	0,0032	0,155
S7	0,06	0,23	1,90	0,015	0,005	0,020	0,038	0,011	0,060	0,0038	0,0040	0,163
S8	0,07	0,27	1,86	0,012	0,004	0,039	0,045	0,012	0,069	0,0050	0,0036	0,171
S9	0,06	0,35	1,92	0,012	0,005	0,024	0,042	0,010	0,062	0,0041	0,0029	0,171
S10	0,06	0,42	1,75	0,010	0,002	0,034	0,039	0,009	0,057	0,0036	0,0037	0,162

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

5B

5 **A = (Nb + 2 Ti) × (C + N × 12/14)

Tabela 4

Aço	Tempo de aquecimento na laminação (°C)	T* (°C)	Redução Total <1020°C ~ >920 C (%)	Redução Total 920°C ~ 860°C (%)	Velocidade de esfriamento (°C/seg.)	Temperatura final no esfriamento acelerado (°C)	Espessura da placa (mm)	Razão de volume de ilha de martensita (%)	Tensão de escoamento 1/2t (MPa)
S1	1260	1235	0	35	10	620	50	0,0	536
S2	1250	1217	0	34	10	630	50	0,3	532
S3	1260	1210	0	38	10	630	50	0,5	530
S4	1270	1237	0	34	10	620	50	0,8	522
S5	1230	1176	0	37	10	630	50	2,3	489
S6	1265	1236	0	32	10	620	50	3,3	408
S7	1210	1185	0	35	10	620	50	3,8	405
S8	1240	1226	0	36	10	610	50	4,3	400
S9	1220	1195	0	34	10	620	50	5,3	385
S10	1210	1177	0	37	10	630	50	6,2	370

$$T = 6300 / (1,9 - \text{Log}A) - 273; A = (Nb + 2 Ti) \times (C + N \times 12/14)$$

[0033] Pode ser visto a partir da Figura 1 que quando ilha de martensita está presente em uma razão em volume de 3% ou mais, tensão de escoamento declina acentuadamente. A razão para isto é que a forma da curva de tensão – deformação no teste de tração muda grandemente na região de tensão de escoamento. Especificamente, como ilustrado diagramaticamente pelo aço designado A na Figura 2, a curva de tensão – deformação de um aço no qual ilha de martensita não está presente tem um grau de elasticidade superior. Por outro lado, como ilustrado diagramaticamente pelo aço designado B na Figura 2, a curva de tensão – deformação de um aço no qual ilha de martensita está presente em uma razão de poucos por cento em volume é arredondada sem aparecimento de um distinto grau de elasticidade superior. Isto porque rendimento ocorre localmente (rendimento local) durante carga de baixa tensão antes de aparecer um grau de elasticidade superior, de modo que a tensão de escoamento quando medida em 0,2% de tensão de prova é menor que a tensão de escoamento de um aço no qual surge um grau de elasticidade superior. A tensão de escoamento medida em 0,2% de tensão de prova de um aço no qual ilha de martensita está presente é por isso acentuadamente menor que aquela de um aço no qual ilha de martensita não está presente. Não é claro porque rendimento local (rendimento local) ocorre durante carga de tensão de tração de um aço incluindo ilha de martensita mas é acreditado ser devido a formação de ilha de martensita ser acompanhada pela introdução de deslocamentos móveis causados por expansão de transformação martensita em grãos ferrita e/ou em grãos bainita adjacentes à ilha martensita, de modo que rendimento local (rendimento local) é efetuado por movimento local dos deslocamentos móveis no momento de carga de baixa tensão durante testes de tração.

[0034] Os inventores realizaram um estudo detalhado com relação a formação de ilhas de martensita. Como resultado, eles aprenderam

que no caso da composição da invenção '819, ilhas de martensita formam-se facilmente na região de centro de espessura de placa de aço espesso tendo uma espessura de placa ao redor de 30 a 100 mm. Uma razão para isto é que a composição da invenção '819 é caracterizada pelo requisito de adição de uma grande quantidade de Nb usada para maximizar endurecimento de precipitação. Nb tem um efeito de retardamento de transformação a partir de austenita para ferrita e bainita. E no processo de produção da invenção de '819, laminação é conduzida a 860°C ou maior, e redução de laminação total em 920°C ou menor é limitada a 50% ou menos. Acumulação de deformação de laminação na região de centro em um aço espesso tendo uma espessura de placa ao redor de 30 a 100 mm é por isso leve, de modo que o refinamento de grão de grãos de austenita através de recristalização induzida por deformação de laminação não ocorre facilmente, resultando em grãos relativamente grossos. Quando os grãos de austenita são grossos, a temperatura de partida de transformação de austenita e/ou transformação de bainita é baixa. Isto resulta na placa sendo passada para o estágio de resfriamento lento enquanto transformação de bainita na região de centro de espessura de placa durante resfriamento acelerado pós-laminação é ainda deficiente.

[0035] É suposto que isto, em combinação com o efeito de retardo de transformação de pesada adição de Nb que caracteriza a composição, conduz à formação de ilha de martensita, também durante resfriamento lento, em algumas porções onde transformação de bainita e/ou transformação de perlita é incompleta.

[0036] Entretanto, como mostrado na Figura 1, no caso onde a razão em volume de ilha de martensita na região de centro de espessura de placa é menos que 3%, a redução de tensão de escoamento é pequena, de modo que menos que 3% é a faixa permissível. Quando a tensão de escoamento na região de centro de espessura de um aço

espesso é requerida ser 500 MPa ou maior, a razão de volume de ilha de martensita é preferivelmente 1% ou menos.

[0037] Os inventores a seguir realizaram um estudo com relação a processos para redução de ilha de martensita na região de centro de espessura. Como mostrado na Figura 3, eles aprenderam que geração de ilha de martensita na região de centro de espessura pode ser mantida para 3% ou menos através de redução de teor de Si para 0,10% ou menos. O efeito de teor de Si sobre tensão de escoamento na região de centro de espessura é mostrado na Figura 4. Tensão de escoamento na região de centro de espessura é acentuadamente aperfeiçoada através de redução de teor de Si para menos que 0,10%. Quando a tensão de escoamento na região de centro de espessura de um aço espesso é requerida ser 500 MPa ou maior, o teor de Si preferido é 0,7% ou menos. Não é claro porque a formação de ilha de martensita pode ser inibida através de redução de teor de Si para 0,10% ou menos. Entretanto, é conhecido que Si retarda crescimento de cementita devido a sua resistência à dissolução em martensita. A partir disto é suposto que redução de teor de Si promove crescimento de cementita e que a resultante promoção de transformação de bainita e/ou transformação de perlita pode inibir formação de ilha de martensita.

[0038] A presente invenção tornou-se possível somente após o conhecimento anterior ter sido adquirido. O essencial da presente invenção é como se segue:

[0039] Uma placa de aço de alta resistência à tração de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior compreendendo, em % em massa: C: 0,03% a 0,07%, Si: menos que 0,10% (incluindo 0%), Mn: 0,8% a 2,0%, e Al: 0,003% a 0,1%, compreendendo teores de Nb e Ti de, em % em massa, Nb: 0,025% ou mais e Ti: 0,005% ou mais que satisfaça $0,045\% \leq [\text{Nb}] + 2 \times [\text{Ti}] \leq$

0,105%, compreendendo N: mais que 0,0025% em massa e não mais que 0,008% em massa, e compreendendo Nb, Ti, C e N em teores em faixas de modo que o valor de A mostrado abaixo é 0,0022 a 0,0055, parâmetro de trincamento de solda para composição de aço Pcm mostrado abaixo sendo 0,18 ou menos, e um balanço de Fe e inevitáveis impurezas, e tendo uma estrutura de aço onde razão de volume de bainita é 30% ou mais, razão de volume de perlita é menos que 5%, e razão de volume de ilha de martensita é menos que 3%:

$$A = ([Nb] + 2 \times [Ti]) \times ([C] + [N] \times 12/14),$$

$$Pcm = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B],$$

[0040] onde [Nb], [Ti], [C], [N], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V] e [B] representa os teores de Nb, Ti, C, N, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V e B expressos em % em massa.

15 [0041] (2) Uma placa de aço de alta resistência à tração de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior de acordo com (1), ainda compreendendo, em % em massa, Mo: 0,05% a 0,3%.

20 [0042] (3) Uma placa de aço de alta resistência à tração de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior de acordo com (1) ou (2), ainda compreendendo, em % em massa, um ou mais de Cu: 0,1% a 0,8%, Ni: 0,1% a 1,0%, Cr: 0,1% a 0,8%, V: 0,01% ou mais a menos que 0,03%, W: 0,1% a 3%, e B: 0,0005% a 0,0050%.

[0043] (4) Uma placa de aço de alta resistência à tração de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior de acordo com (1) ou (3), ainda compreendendo, em % em

30

massa, um ou ambos de Mg: 0,0005% a 0,01% e Ca: 0,0005% a 0,01%.

[0044] (5) Um processo para produção de uma placa de aço de alta resistência à tração de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior, compreendendo: aquecimento de um lingote tendo uma composição mostrada em qualquer um de (1) a (4) em uma temperatura entre T (°C) mostrada abaixo e 1300°C, conduzindo laminação áspera em uma temperatura na faixa de 1020°C e maior, retendo redução de laminação total na faixa de temperatura de menor que 1020°C a maior que 920°C para 15% ou menos, conduzindo laminação de acabamento através da qual redução total na faixa de 920°C a 860°C é 20% a 50%, a seguir conduzindo resfriamento acelerado em uma velocidade de resfriamento de 2°C/s para 30°C/s partindo de 800°C ou maior, terminando o resfriamento acelerado em uma temperatura entre 700°C e 600°C, e então conduzindo resfriamento em uma velocidade de resfriamento 0,4°C/s ou menos:

$$T = 6300 / (1,9 - \text{Log}A) - 273,$$

[0045] onde $A = ([\text{Nb}] + 2 \times [\text{Ti}]) \times ([\text{C}] + [\text{N}] \times 12/14)$, [Nb], [Ti], [C] e [N] representam os teores de Nb, Ti, C e N expressos em % em massa, e LogA é um logaritmo comum.

[0046] A presente invenção provê uma placa de aço de alta resistência à tração de 100 mm de espessura de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo uma tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior, inclusive na região de centro de espessura de placa de um aço espesso tendo uma espessura de placa de 30 a 100 mm, cuja placa de aço de alta resistência à tração pode ser obtida por um processo de produção tal como saem do laminador que adota uma composição econômica baixa

em adição de elementos de formação de liga e é alto em produtividade. Como tal, o efeito da invenção sobre a indústria é muito considerável.

Breve Descrição dos Desenhos

5 [0047] A Figura 1 é um gráfico mostrando como tensão de escoamento de uma placa de aço varia como uma função de razão de volume de ilha de martensita na região de centro de espessura.

[0048] A Figura 2 contrasta diagramaticamente a diferença entre a curva de tensão – deformação durante testes de tensão de uma placa de aço (aço designado A) onde ilha de martensita não está presente e a curva de tensão – deformação durante testes de tensão de uma placa de aço (aço designado B) onde ilha de martensita está presente.

15 [0049] A Figura 3 é um gráfico mostrando como o teor de Si de uma placa de aço afeta razão de volume de ilha de martensita em sua região de centro de espessura.

[0050] A Figura 4 é um gráfico mostrando como o teor de Si de uma placa de aço afeta em tensão de escoamento em sua região de centro de espessura.

Descrição Detalhada da Invenção

20 [0051] As razões para as limitações da presente invenção estão sobre composição e microestruturas, e os outros elementos essenciais da invenção, serão explicadas no que se segue.

[0052] C, que forma carbetos e carbonitretos com Nb e Ti, é um elemento importante que desempenha um papel primário no mecanismo de endurecimento do aço da invenção. Quando o teor de C é insuficiente, desejada resistência não pode ser obtida devido a deficiente quantidade de precipitação durante resfriamento lento seguindo término de resfriamento acelerado. Excessivo teor de C também previne desejada resistência de ser realizada porque a taxa de precipitação durante laminação na região austenítica aumenta, de modo que a

25

30

quantidade de precipitação coerente durante resfriamento lento seguindo término de resfriamento acelerado é insuficiente.

[0053] O teor de C é por isso limitado à faixa de 0,03% a 0,07%.

[0054] Si precisa ser limitado a um teor de menos que 0,10% de modo a inibir formação de ilha de martensita. Quando o teor de Si é 0,1% ou mais em um aço espesso de uma espessura de placa ao redor de 30 mm ou maior, a razão de volume de ilha de martensita, particularmente aquela na região de centro de espessura, vem a exceder 3%, de modo que tensão de escoamento (0,2% tensão de prova) e rigidez tendem a diminuir. Quando a tensão de escoamento na região de centro de espessura de um aço espesso é requerida ser 500 MPa ou maior, o teor de Si preferido é 0,07% ou menos. Um limite inferior de teor de Si não precisa ser definido, isto é, o limite inferior é 0%.

[0055] Mn é um elemento requerido para obtenção de uma fase simples de bainita aperfeiçoando capacidade de endurecimento ou bainítica mista e estrutura ferrítica de uma razão de volume de bainita de 30% ou mais. Um teor de Mn de 0,8% ou mais é requerido para este propósito. O limite superior de teor de Mn é definido como 2,0% porque adição em excesso de 2,0% pode degradar rigidez de matriz.

[0056] Al é adicionado para um teor de 0,003% a 0,1%, que é a faixa comum de adição como um agente de desoxidação.

[0057] Nb e Ti formam NbC, Nb(CN), TiC, TiN e Ti(CN), assim como seus precipitados complexos e seus precipitados complexos com Mo. Como tal, eles são importantes elementos que desempenham um papel primário no mecanismo de endurecimento do aço da invenção. De modo a obter suficientes precipitados complexos no processo de resfriamento acelerado interrompido, é necessário adicionar simultaneamente Nb para um teor de 0,025% ou mais e Ti para um teor de 0,005% ou mais e controlar a adição de modo que $[Nb] + 2 \times [Ti]$ seja 0,045% ou mais e que o valor de A definido como $([Nb] + 2 \times$

$[Ti]) \times ([C] + [N] \times 12/14)$ seja 0,0022 ou mais (onde [Nb], [Ti], [C] e [N] representam os teores de Nb, Ti, C e N expressos em % em massa). Quando limite de resistência à tração excedendo 570 MPa, por exemplo, limite de resistência à tração de 600 MPa ou maior, é requerida, é

5 preferível adicionar simultaneamente Nb para um teor de 0,035% ou mais e Ti para um teor de 0,005% ou mais e controlar a adição de modo que $[Nb] + 2 \times [Ti]$ seja 0,055% ou mais. Quando $[Nb] + 2 \times [Ti]$ excede 0,105%, os precipitados formados tendem a ser grosos devido à excessiva adição de Nb e Ti, de modo que o número de precipitados

10 diminui à despeito de maior quantidade de Nb e Ti adicionada, pelo que diminuindo o grau de endurecimento de precipitação e tornando impossível obter limite de resistência à tração de 570 MPa. $[Nb] + 2 \times [Ti]$ por isso tem de ser feita 0,105% ou menos. Quando o valor de A, isto é, $([Nb] + 2 \times [Ti]) \times ([C] + [N] \times 12/14)$, excede 0,0055, a taxa de

15 precipitação de carbetos, nitretos e carbonitretos na austenita torna-se muito alta, de modo que os precipitados engrossam para tornar a quantidade de precipitação coerente durante resfriamento lento seguindo término de resfriamento acelerado insuficiente. O resultante declínio em quantidade de endurecimento de precipitação torna im-

20 possível obter um limite de resistência à tração de 570 MPa. O valor de A por isso tem de ser feito 0,0055 ou menos.

[0058] N liga-se com Ti para formar TiN. TiN finamente disperso tem um efeito pinning que inibe o engrossamento de microestruturas de zona afetada por calor de solda, pelo que aperfeiçoando rigidez de

25 zona afetada por calor de solda. Entretanto, quando N é deficiente para o nível de 0,0025% ou menos, TiN engrossa e o efeito pinning não pode ser obtido. Um teor de N em excesso de pelo menos 0,0025% por isso é requisitado para obtenção de dispersão fina de TiN. De modo a utilizar o efeito de dispersão fina de TiN para aperfeiçoar rigidez

30 mesmo em regiões próximas de linha de fusão (FL), que são expostas

a altas temperaturas da zona afetada por calor de solda (HAZ), o teor de N é preferivelmente feito mais que 0,004%. Quando excessivo teor de N pode ao invés degradar a rigidez da matriz e juntas soldadas, o limite superior de teor permissível é definido como 0,008%. Quando diminuição em rigidez tem de ser inibida no máximo possível, o limite superior de N é preferivelmente definido como 0,006%.

[0059] Mo aperfeiçoa capacidade de endurecimento e ainda forma precipitados complexos com Nb e Ti, pelo que fazendo uma maior contribuição para enrijecimento. Para obter este efeito, Mo é adicionado em um teor de 0,05% ou mais. Entretanto, uma vez que adição excessiva prejudica rigidez de zona afetada por calor de solda, adição de Mo é limitada a 0,3% ou menos.

[0060] Cu, quando usado como um elemento de enrijecimento, precisa ser adicionado para um teor de 0,1% ou mais para produzir o efeito de enrijecimento. Quando a quantidade adicionada excede 0,8%, o efeito de ainda adição é pequeno em proporção à quantidade adicionada e excessiva adição pode prejudicar rigidez de zona afetada por calor de solda, de modo que o limite superior de adição é definido como 0,8%.

[0061] Ni, quando usado para aumentar resistência de matriz, tem de ser adicionado para um teor de 0,1% ou mais. Adição excessiva pode prejudicar soldabilidade. Em vista disto e o fato de que Ni é um elemento caro, o limite superior de adição é definido como 1,0%.

[0062] Cr, como Mn, aumenta capacidade de endurecimento e torna estrutura bainita mais fácil de obter. Para obtenção destes propósitos, Cr é adicionado para um teor de 0,1% ou mais. Como adição excessiva prejudica rigidez de zona afetada por calor de solda, o limite superior de adição é definido como 0,8%.

[0063] V, embora mais fraco em efeito de enrijecimento que Nb e Ti, tem alguma quantidade de efeito na direção de aperfeiçoamento de

endurecimento de precipitação e capacidade de endurecimento. Adição para um teor de 0,01% ou mais é requerida para realizar este efeito. Uma vez que adição excessiva prejudica rigidez de zona afetada por calor de solda, o limite superior de adição é definido como menos que 0,03%.

[0064] W aperfeiçoa resistência. Quando usado, ele é adicionado para um teor de 0,1% ou mais. O limite superior de adição é definido como 3% ou menos porque adição de uma grande quantidade aumenta custos.

10 [0065] B, quando usado para aumentar capacidade de endurecimento e estabelecer resistência, tem de ser adicionado para um teor de 0,0005% ou mais. Como o efeito permanece inalterado em adição em excesso de 0,0050%, a quantidade de adição de B é definida como 0,0005% a 0,0050%.

15 [0066] Mg e Ca podem ser adicionados individualmente ou em combinação para aumentar rigidez de matriz e rigidez de zona afetada por calor de solda através de formação de sulfetos e/ou óxidos. Para realização destes efeitos, Mg e Ca têm de ser adicionados para um teor de 0,0005% ou mais. Entretanto, adição excessiva acima de 20 0,01% causa formação de sulfetos e/ou óxidos grossos que degradam rigidez. A quantidade de cada um de Mg e Ca adicionada é por isso definida como 0,0005% a 0,01%.

[0067] P e S estão presentes em adição aos constituintes anteriores como impurezas inevitáveis. Quanto menor o teor destes elementos melhor, porque ambos são elementos prejudiciais que degradam rigidez de matriz. Preferivelmente, o teor de P deve ser 0,02% ou menos e o teor de S 0,02% ou menos.

25 [0068] Ainda, quando parâmetro de trincamento de solda para composição de aço Pcm excede 0,18, torna-se impossível evitar um declínio em rigidez de zona afetada por calor de solda no momento de 30

soldagem de alta entrada de calor. Pcm por isso tem de ser feito 0,18 ou menos. Como aqui denominado, $P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B]$, onde [C], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V] e [B] representam os conteúdos de C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V e B expressos em % em massa.

[0069] Na presente invenção, é desejável obter-se boa resistência através de promoção de precipitação coerente fina de carbeto, nitreto e carbonitretos de Nb e Ti. Para isto, abundantes deslocamentos, bandas de deformação e outros tais sítios de precipitação estão preferivelmente presentes nas estruturas trabalhadas. A partir deste ponto de vista, estrutura bainítica é a estrutura de metal preferida porque ela mais facilmente retém densidade de deslocamento e outras estruturas trabalhadas que estrutura ferrítica. Limite de resistência à tração de 570 MPa é difícil de se obter quando a razão em volume de bainita é menos que 30%. Assim a razão em volume de bainita é requerida ser 30% ou mais.

[0070] Quando perlita está presente, carbeto, nitreto e carbonitretos de Nb e Ti precipitam no limite de fase perlita para diminuir o efeito de enrijecimento sendo buscado. Isto torna difícil obter limite de resistência à tração de 570 MPa e também diminuir rigidez e similares. Embora perlita por isso tenha de ser reduzida ao máximo, seus efeitos adversos são pequenos em uma razão em volume de menos que 5%, assim esta é a faixa permissível.

[0071] Presença de ilha de martensita diminui tensão de escoamento (grau de elasticidade superior ou 0,2% tensão de prova) e/ou rigidez. Embora ilha de martensita por isso tenha de ser reduzida ao máximo, seus efeitos adversos são pequenos em uma razão de volume de menos que 3%, assim esta é a faixa permissível. Ilha de martensita forma-se facilmente particularmente na região de centro de espessura de placa. De modo a obter tensão de escoamento de 450

MPa na região de centro de espessura, a razão de volume de ilha de martensita tem de ser feita menos que 3% também na região de centro de espessura. A razão de volume de ilha de martensita preferida é menos que 2%.

5 [0072] Elementos essenciais da presente invenção além daqueles relacionando-se à composição, isto é, aqueles relacionando-se ao processo de produção, serão explicados a seguir.

[0073] De modo a dissolver Nb e Ti inteiramente como solução sólida, a temperatura de aquecimento do lingote ou chapa é feita mais
10 alta que temperatura T ($^{\circ}\text{C}$) calculada através da seguinte expressão condicional incluindo valor A:

$$T = 6300 / (1,9 - \text{Log}A) - 273,$$

onde $A = ([\text{Nb}] + 2 \times [\text{Ti}]) \times ([\text{C}] + [\text{N}] \times 12/14)$, $[\text{Nb}]$, $[\text{Ti}]$, $[\text{C}]$ e $[\text{N}]$ $T = 6300 / (1,9 - \text{Log}A) - 273$,

15 onde $A = ([\text{Nb}] + 2 \times [\text{Ti}]) \times ([\text{C}] + [\text{N}] \times 12/14)$, $[\text{Nb}]$, $[\text{Ti}]$, $[\text{C}]$ e $[\text{N}]$ representam os conteúdos de Nb, Ti, C e N expressos em % em massa, e $\text{Log} A$ é um logaritmo comum. Em uma temperatura de aquecimento excedendo 1300°C , entretanto, o diâmetro de grão de austenita aumenta para diminuir rigidez. A temperatura de aquecimento do lingote
20 ou chapa durante laminação é por isso definida como entre T ($^{\circ}\text{C}$) e 1300°C .

[0074] De modo a inibir precipitação de Nb e Ti durante laminação ao máximo possível, desbaste é conduzido em uma apropriada redução na faixa de temperatura de 1020°C e maior, e redução total em
25 laminação conduzida na faixa de menos que 1020°C a maior que 920°C e feita 15% ou menos. Além disso, de modo a obter necessárias e suficientes estruturas trabalhadas como sítios de precipitação, laminação é conduzida na faixa de entre 920°C e 860°C em uma redução total de 20 a 50%. Sob estas condições de laminação, anisotropia
30 acústica não se torna grande porque formação de textura é inibida.

[0075] Recuperação de estrutura trabalhada e precipitação pós-trabalho são inibidas através de condução de resfriamento acelerado imediatamente após a laminação. O resfriamento acelerado é conduzido sob condições de uma velocidade de resfriamento de 2°C/s a 30°C/s partindo de 800°C ou maior. Para obter uma razão de volume de bainita de 30% ou mais, a velocidade de resfriamento tem de ser 2°C/s ou mais, enquanto para manter a razão em volume de perlita de menos que 5% e a razão em volume de ilha de martensita para menos que 3%, o limite superior da velocidade de resfriamento tem de ser 30°C/s ou menos. O resfriamento acelerado é interrompido para obter uma temperatura de placa de aço entre 700°C e 600°C, onde a seguir resfriamento é conduzido em uma velocidade de resfriamento de 0,4°C/s ou menos através de resfriamento aberto ou semelhante. O propósito disto é segurar a temperatura e tempo suficiente para assegurar precipitação de Ni e Ti, assim como sua precipitação complexa e sua precipitação complexa com Mo. Estrutura bainítica é difícil de obter quando a temperatura de término de resfriamento acelerado é muito alta, enquanto precipitação diminui para fazer suficiente enrijecimento impossível quando ela é muito baixa. Uma vez que a temperatura de centro de placa de aço é maior que a temperatura de superfície imediatamente após término de resfriamento acelerado, a temperatura da superfície de placa de aço uma vez aumenta devido a recuperação de calor mas a seguir resfria. "Temperatura de término de resfriamento acelerado" como aqui usado significa a mais alta temperatura de superfície de placa de aço atingida após recuperação.

[0076] O aço da invenção é usado na forma de placa de aço espessa nos membros estruturais de estruturas soldadas como pontes, navios, construções, estruturas marinhas, vasos de pressão, tubos de pressão, tubulações e similares.

30 Exemplos

- [0077] Aços das composições mostradas nas Tabelas 5 e 6 foram produzidos e as chapas obtidas foram processadas em placas de aço de 12 a 100 mm de espessura sob as condições de produção mostradas em Tabelas 7 e 8. Entre estes, 1-A até 20-T são aços da invenção e 21-U a 48-A são aços comparativos. Nas tabelas, um numeral sublinhado indica que o valor para o componente ou condição de produção está fora da faixa da invenção ou que o valor para uma propriedade não satisfaz o desejado valor mostrado abaixo da tabela.

Tabela 5

	Aço	Composição Química (% em massa)										
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Nb
Aços da invenção	A	0,07	0,00	2,00	0,016	0,009					0,005	0,038
	B	0,07	0,02	1,98	0,014	0,004				0,11	0,041	0,039
	C	0,04	0,09	1,02	0,015	0,007				0,12	0,056	0,049
	D	0,06	0,04	1,09	0,008	0,017				0,06	0,016	0,049
	E	0,04	0,06	1,33	0,005	0,011				0,13	0,040	0,039
	F	0,04	0,05	1,41	0,006	0,015					0,064	0,025
	G	0,06	0,05	0,87	0,016	0,013				0,23	0,049	0,044
	H	0,04	0,03	1,51	0,012	0,013				0,14	0,038	0,045
	I	0,05	0,03	1,27	0,009	0,002				0,18	0,022	0,043
	J	0,06	0,03	1,81	0,016	0,010					0,075	0,050
	K	0,06	0,06	1,21	0,007	0,011				0,26	0,069	0,040
	L	0,06	0,02	1,60	0,013	0,018		0,68		0,28	0,028	0,041
	M	0,04	0,02	1,41	0,016	0,011			0,17	0,21	0,050	0,036
	N	0,05	0,09	1,56	0,008	0,009	0,51			0,06	0,031	0,049
	O	0,05	0,02	1,01	0,012	0,006				0,26	0,010	0,037
	P	0,06	0,02	0,86	0,010	0,013	0,70	0,38		0,10	0,017	0,041
	Q	0,05	0,04	1,97	0,006	0,007				0,19	0,020	0,027
	R	0,06	0,09	1,05	0,007	0,004				0,13	0,071	0,042
	S	0,03	0,07	1,25	0,005	0,005	0,29	0,88	0,50		0,020	0,065
	T	0,03	0,02	1,40	0,012	0,002	0,58	0,62	0,40	0,22	0,064	0,095

Tabela 5 (continuação)

	Aço	Composição Química (% em massa)									
		Ti	Nb+2 Ti	A**	V	W	B	Mg	Ca	N	Pcm*
Aços da invenção	A	0,014	0,066	0,0049						0,0045	0,170
	B	0,017	0,073	0,0054						0,0042	0,177
	C	0,017	0,083	0,0037						0,0050	0,102
	D	0,019	0,087	0,0055						0,0032	0,120
	E	0,019	0,077	0,0034						0,0052	0,117
	F	0,019	0,063	0,0027			0,0016			0,0027	0,120
	G	0,019	0,082	0,0052						0,0044	0,121
	H	0,009	0,063	0,0027						0,0028	0,126
	I	0,020	0,083	0,0046	0,024					0,0057	0,129
	J	0,014	0,078	0,0050		0,11				0,0055	0,152
	K	0,015	0,070	0,0045			0,0017			0,0050	0,148
	L	0,020	0,081	0,0050						0,0027	0,170
	M	0,017	0,070	0,0031						0,0042	0,134
	N	0,007	0,063	0,0035						0,0056	0,161
	O	0,008	0,053	0,0028	0,026			0,004 5		0,0028	0,121
	P	0,011	0,063	0,0040			0,0014			0,0035	0,159
	Q	0,014	0,055	0,0029				0,002 0		0,0029	0,163
	R	0,013	0,068	0,0044					0,004 9	0,0060	0,124
	S	0,007	0,079	0,0026						0,0029	0,149
	T	0,005	0,105	0,0034			0,0010			0,0026	0,180

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

5B

**A = (Nb + 2 Ti) × (C + N × 12/14)

Tabela 6

	Aço	Composição Química (% em massa)										
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Nb
Aços comparativos	U	<u>0,02</u>	0,08	1,95	0,006	0,006				0,17	0,065	0,063
	V	<u>0,09</u>	0,08	0,89	0,011	0,017				0,25	0,045	0,030
	W	0,06	<u>0,18</u>	1,74	0,013	0,016				0,13	0,057	0,032
	X	0,06	<u>0,38</u>	1,16	0,005	0,014				0,06	0,019	0,063
	Y	0,07	0,07	<u>0,76</u>	0,018	0,019				0,27	0,063	0,043
	Z	0,04	0,07	<u>2,43</u>	0,004	0,017				0,10	0,066	0,055
	AA	0,06	0,07	0,93	0,006	0,003				<u>0,62</u>	0,060	0,026
	AB	0,04	0,08	1,89	0,004	0,005				0,15	0,004	<u>0,012</u>
	AC	0,03	0,09	1,90	0,019	0,015					0,004	<u>0,108</u>
	AD	0,06	0,05	,166	0,018	0,017				0,15	0,029	0,051
	AE	0,04	0,05	1,37	0,014	0,008				0,26	0,013	0,062
	AF	0,03	0,08	1,93	0,012	0,010				0,20	0,047	0,035
	AG	0,07	0,09	1,24	0,004	0,020				0,10	0,044	0,047
	AH	0,04	0,08	1,61	0,015	0,012				0,12	0,053	0,056
	AI	0,06	0,09	0,85	0,007	0,008				0,17	0,041	0,056
	AJ	0,06	0,05	1,24	0,009	0,003				0,22	0,034	0,057
	AK	0,05	0,06	0,88	0,011	0,002	<u>1,28</u>			0,15	0,066	0,026
	AL	0,05	0,06	1,49	0,020	0,011		<u>1,78</u>		0,19	0,050	0,066
	AM	0,05	0,08	1,15	0,019	0,017			<u>1,15</u>	0,15	0,035	0,044
	AN	0,06	0,08	1,77	0,019	0,008				0,20	0,022	0,034
	AO	0,06	0,08	1,58	0,016	0,008				0,13	0,002	0,044

Tabela 6 (continuação)

	Aço	Composição Química (% em massa)									
		Ti	Nb+2Ti	A**	V	W	B	Mg	Ca	N	Pcm*
Aços comparativos	U	0,006	0,075	<u>0,0019</u>						0,0055	0,132
	V	0,022	0,074	<u>0,0070</u>						0,0052	0,154
	W	0,020	0,072	0,0046						0,0044	0,162
	X	0,007	0,077	0,0050						0,0050	0,135
	Y	0,012	0,067	0,0049						0,0029	0,128
	Z	0,015	0,085	0,0037						0,0043	0,171
	AA	0,016	0,058	0,0037						0,0053	0,150
	AB	0,022	0,056	0,0024						0,0039	0,147
	AC	0,019	<u>0,146</u>	0,0048						0,0032	0,128
	AD	<u>0,003</u>	0,057	0,0036						0,0028	0,155
	AE	<u>0,045</u>	<u>0,152</u>	<u>0,0068</u>						0,0054	0,128
	AF	0,012	0,059	<u>0,0019</u>						0,0026	0,143
	AG	0,025	0,097	<u>0,0071</u>						0,0041	0,142
	AH	0,011	0,078	0,0033						<u>0,0022</u>	0,131
	AI	0,018	0,092	0,065						<u>0,0119</u>	0,117
	AJ	0,022	0,101	0,0064	<u>0,070</u>					0,0036	0,144
	AK	0,011	0,048	0,0026						0,0059	0,170
	AL	0,019	0,104	0,0055						0,0039	0,169
	AM	0,019	0,082	0,0045						0,0057	0,178
	AN	0,007	0,048	0,0031				<u>0,017</u>		0,0043	0,165
	AO	0,018	0,080	0,0051					<u>0,015</u>	0,0047	0,150

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

5B

**A = (Nb + 2 Ti) × (C + N × 12/14)

Tabela 7

	Nº. de condições de produção	Aço	Temp. de aquecimento na laminação (°C)	T* (°C)	Redução total <1020° C ~ >920° C (%)	Redução total 920° C ~ 860° C (%)	Velocidade de esfriamento (°C/sec)	Temp. final de esfriamento acelerado (°C)	Espessura de placa (mm)
Aços da Invenção	1	A	1280	1223	0	31	10	610	50
	2	B	1260	1238	0	30	6	600	75
	3	C	1260	1180	15	50	30	700	12
	4	D	1270	1240	10	45	20	650	25
	5	E	1190	1170	0	42	15	630	35
	6	F	1250	1135	0	39	15	630	35
	7	G	1260	1234	0	32	15	630	35
	8	H	1280	1135	0	31	12	620	40
	9	I	1270	1212	0	36	12	620	40
	10	J	1270	1228	0	37	10	610	50
	11	K	1230	1210	0	34	10	620	50
	12	L	1240	1228	0	22	8	600	60
	13	M	1170	1154	0	38	15	630	35
	14	N	1220	1171	0	40	8	640	60
	15	O	1260	1141	8	31	20	660	25
	16	P	1220	1192	0	38	10	620	50
	17	Q	1210	1146	0	31	10	620	50
	18	R	1270	1208	0	30	15	630	35
	19	S	1270	1130	0	42	10	610	50
	20	T	1230	1168	0	39	3	600	100

Tabela 7 (continuação)

	Nº de condições de produção	Razão de volume de bainita (%)	Razão de volume de perlita (%)	Razão de volume de ilha de martensita (%)	Tensão de escoamento (MPa)		Limite de resistência à tração (MPa)		Rigidez de matriz vTrs (°C)	Rigidez de zona afetada por calor de solda vE-20 (J)	Anisotropia acústica (razão de velocidade do som)
					1/4t	1/2t	1/4t	1/2t			
Aços da Invenção	1	90	<1	1	523	510	620	611	-55	276	1,01
	2	85	3	2	513	505	596	588	-50	248	1,01
	3	30	4	2	555		635		-80	308	1,00
	4	78	<1	<1	564		650		-65	254	1,00
	5	87	<1	<1	535	524	645	635	-50	316	1,01
	6	90	<1	<1	546	534	634	626	-70	281	1,01
	7	93	<1	<1	545	529	650	639	-60	249	1,01
	8	89	<1	1	543	528	646	634	-55	324	1,01
	9	88	<1	1	534	523	622	609	-65	264	1,01
	10	87	1	1	532	522	631	629	-60	316	1,01
	11	86	1	1	536	512	633	620	-55	259	1,01
	12	83	1	2	517	505	606	597	-45	292	1,00
	13	93	<1	<1	555	537	647	634	-60	311	1,01
	14	68	4	2	488	467	612	589	-55	256	1,00
	15	81	<1	<1	562		641		-65	276	1,00
	16	92	1	2	529	507	634	612	-50	316	1,01
	17	93	1	2	522	509	638	627	-50	302	1,00
	18	95	<1	<1	567	547	667	654	-65	290	1,02
	19	94	1	2	533	512	635	623	-50	254	1,00
	20	76	3	2	468	459	590	588	-40	303	1,00

$$T = 6300 / (1.9 - \text{Log}A) - 273; A = (\text{Nb} + 2 \text{ Ti}) \times (\text{C} + \text{N} \times 12/14)$$

Tabela 8

	Nº. de condições de produção	Aço	Temp. de aquecimento na laminação (°C)	T* (°C)	Redução total <1020°C ~ >920°C (%)	Redução total 920°C ~ 860°C (%)	Velocidade de esfriamento (°C/sec)	Temp. final de esfriamento acelerado (°C)	Espessura de placa (mm)
Aços da Invenção	21	U	1250	1087	0	39	10	610	50
	22	V	1290	1280	0	39	10	600	50
	23	W	1230	1214	0	39	9	610	50
	24	X	1250	1225	0	39	10	620	50
	25	Y	1250	1222	0	45	10	630	50
	26	Z	1200	1182	0	39	10	600	50
	27	AA	1200	1183	0	39	10	610	50
	28	AB	1180	1122	0	39	10	650	50
	29	AC	1240	1220	0	39	10	620	50
	30	AD	1200	1176	0	50	8	610	50
	31	AE	1290	1275	0	39	10	620	50
	32	AF	1180	1090	0	40	10	600	50
	33	AG	1290	1284	0	40	10	630	50
	34	AH	1200	1163	0	35	10	610	50
	35	AI	1280	1267	0	39	10	620	50
	36	AJ	1280	1265	0	39	10	620	50
	37	AK	1200	1134	0	39	8	620	50
	38	AL	1260	1243	0	39	10	630	50
	39	AM	1240	1210	0	35	10	610	50
	40	AN	1200	1154	0	39	10	640	50
	41	AO	1240	1230	0	39	9	650	50
	42	A	<u>1200</u>	1223	0	35	10	600	50
	43	A	1240	1223	<u>25</u>	35	10	610	50
	44	A	1240	1223	0	<u>10</u>	10	600	50
	45	A	1240	1223	0	<u>60</u>	10	620	50
	46	A	1240	1223	0	48	<u>1</u>	680	35
	47	A	1240	1223	0	40	10	<u>740</u>	50
	48	A	1240	1223	0	40	10	<u>480</u>	50

Tabela 8 (continuação)

	Nº de condições de produção	Razão de volume de bainita (%)	Razão de volume de perlita (%)	Razão de volume de ilha de martensita (%)	Tensão de escoamento (MPa)		Limite de resistência à tração (MPa)		Rigidez de matriz vTrs (°C)	Rigidez de zona afetada por calor de solda vE-20 (J)	Anisotropia acústica (razão de velocidade do som)
					1/4t	1/2t	1/4t	1/2t			
Aços da Invenção	21	55	<1	1	<u>432</u>	<u>422</u>	<u>521</u>	<u>508</u>	-75	276	1,01
	22	85	6	2	<u>448</u>	<u>432</u>	<u>546</u>	<u>534</u>	-75	248	1,02
	23	40	4	<u>3</u>	495	<u>410</u>	635	621	-55	308	1,00
	24	78	<1	<u>5</u>	489	<u>408</u>	615	605	-55	254	1,01
	25	87	<1	<1	467	462	<u>536</u>	<u>522</u>	-55	316	1,01
	26	90	<1	2	509	489	655	642	<u>-5</u>	63	1,01
	27	93	<1	2	502	478	650	639	-25	<u>27</u>	1,01
	28	62	4	1	<u>436</u>	<u>423</u>	<u>522</u>	<u>518</u>	-70	335	1,01
	29	46	2	2	468	453	596	586	-30	<u>32</u>	1,02
	30	87	1	<1	<u>445</u>	<u>433</u>	<u>563</u>	<u>555</u>	-60	125	1,01
	31	80	1	<1	515	498	605	597	-35	<u>19</u>	1,01
	32	83	1	<1	450	<u>432</u>	<u>560</u>	<u>545</u>	-65	342	1,00
	33	93	<1	1	459	<u>445</u>	<u>565</u>	<u>559</u>	-40	<u>22</u>	1,01
	34	80	2	1	499	477	615	590	-75	<u>32</u>	1,01
	35	81	2	<1	506	489	610	592	<u>-1</u>	<u>18</u>	1,00
	36	92	1	<1	527	504	625	610	-65	<u>38</u>	1,01
	37	93	1	<1	479	468	599	576	-30	<u>36</u>	1,00
	38	95	<1	<1	478	462	593	579	-55	<u>44</u>	1,02
	39	94	1	<1	496	477	630	618	-65	<u>29</u>	1,01
	40	78	3	2	466	458	618	597	<u>-5</u>	<u>39</u>	1,01
	41	76	3	2	460	448	596	587	<u>-10</u>	<u>44</u>	1,00
	42	76	3	<1	<u>446</u>	<u>439</u>	<u>568</u>	<u>559</u>	-60	275	1,01
	43	76	3	<1	<u>445</u>	<u>428</u>	<u>567</u>	<u>545</u>	-55	220	1,00
	44	76	3	<1	<u>440</u>	<u>432</u>	<u>567</u>	<u>565</u>	-15	289	1,00
	45	76	3	<1	<u>435</u>	<u>425</u>	<u>557</u>	<u>546</u>	-55	270	1,04
	46	40	3	<u>6</u>	<u>408</u>	<u>376</u>	590	<u>569</u>	-55	288	1,01
	47	48	3	2	<u>435</u>	<u>422</u>	<u>541</u>	<u>537</u>	-75	303	1,00
	48	98	<1	<1	<u>426</u>	<u>418</u>	<u>567</u>	<u>562</u>	-80	278	1,01

[0085] As resistências de matriz medidas, rigidez, rigidez de zona

afetada por calor de solda, e anisotropias acústicas das placas de aço são mostradas em Tabelas 7 e 8. Resistência de matriz foi medida em conformidade com o processo de JIS Z 2241 usando uma peça de teste de tração de espessura total N° 1A ou peça de teste de tração de bastão N° 4 amostrada em conformidade com JIS Z 2201. Quando a espessura de placa foi 25 mm ou menos, uma peça de teste de tração de inteira espessura N° 1A foi amostrada. Quando a espessura de placa foi maior que 25 mm, peças de teste de tração de bastão N° 4 foram amostradas na região de $\frac{1}{4}$ de espessura (região de $\frac{1}{4} t$) e a região de centro de espessura (região de $\frac{1}{2} t$). Rigidez de matriz foi avaliada através de amostragem de uma peça de teste de impacto a partir da região de centro de espessura na direção perpendicular à direção de laminação, em conformidade com JIS Z 2202, e determinando a temperatura de transição de aparecimento de fratura (vTrs) através de um processo em conformidade com JIS Z 2242. Rigidez de zona afetada por calor de solda foi determinada para um aço de uma espessura de 32 mm ou menos em sua espessura original e para um aço excedendo uma espessura de 32 mm após preparação de uma placa de espessura reduzida. Uma junta topada ranhura-V foi soldada em arco submerso em alta entrada de calor de 20 kJ/mm, a peça teste de impacto prescrita por JIS Z 2202 foi amostrada de modo que o fundo do dente correu ao longo da linha de fusão, e rigidez de zona afetada por calor foi avaliada a partir de energia absorvida em -20°C (vE-20). Anisotropia acústica foi verificada de acordo com Standard NDIS2413-86 do The Japanese Society for Non-Destructive Inspection. Anisotropia acústica foi avaliada como pequena quando a razão de velocidade do som foi 1,02 ou menos. Os desejados valores das propriedades foram tensão de escoamento: 450 MPa ou maior, limite de resistência à tração: 570 MPa ou maior, vTrs: -20°C ou menos, vE-20: 70 J ou maior, e razão de velocidade do som: 1,02 ou menos. Razões de volume da

estrutura matriz foram calculadas através de observação de 10 campos dentro de uma faixa de 100 mm x 100 mm usando micrografias de estrutura de 500x tomadas na região de centro de espessura.

[0086] Todos os exemplos 1-A a 20-T exibiram tensão de escoamento maior que 450 MPa, limite de resistência à tração maior que 570 MPa, rigidez de zona afetada com calor de solda vE-20 maior que 200 J, e razão de velocidade de som de 1,02 ou menos.

[0087] Em contraste, tensão de escoamento e/ou limite de resistência à tração foi insuficiente em Exemplo Comparativo 21-U devido a baixo C, Exemplo Comparativo 22-V devido a alto C, Exemplo Comparativo 25-Y devido a baixo Mn, Exemplo Comparativo 28-AB devido a baixo Nb, Exemplo Comparativo 30 AD devido a baixo Ti, Exemplo Comparativo 32-AF devido a valor de parâmetro A ($A = ([Nb] + 2 \times [Ti]) \times ([C] + [N] \times 12/14)$) foi menos que 0,0022, exemplo comparativo 33-AG porque parâmetro A foi maior que 0,0055, exemplo comparativo 42-A porque a temperatura de aquecimento foi menor que T °C, e exemplo comparativo 46-A devido a baixa velocidade de resfriamento.

[0088] Tensão de escoamento e limite de resistência à tração foram insuficientes em exemplo comparativo 47-A devido a alta temperatura de término de resfriamento acelerado e exemplo comparativo 48-A devido a baixa temperatura de término de resfriamento acelerado.

[0089] Tensão de escoamento na região de $\frac{1}{2} t$ foi insuficiente em exemplos comparativos 23-W e 24-X porque a razão de volume de ilha de martensita foi 3% ou mais devido a alto teor de Si.

[0090] Rigidez de zona afetada com calor de solda foi baixa em exemplo comparativo 27-AA devido a alto teor de Mo, exemplo comparativo 29-AC porque Nb + 2Ti excedeu 0,105% devido a alto teor de Nb, exemplo comparativo 31-AE porque Nb + 2Ti excedeu 0,105% devido a alto teor de Ti, exemplo comparativo 34-AH devido a baixo teor de N, exemplo comparativo 36-AJ devido a alto teor de V, exemplo

comparativo 37-AK devido a alto teor de Cu, exemplo comparativo 38-AL devido a alto teor de Ni, exemplo comparativo 39-AM devido a alto teor de Cr, exemplo comparativo 40-NA devido a alto teor de Mg, e exemplo comparativo 41-AO devido a alto teor de Ca.

- 5 [0091] Rigidez de matriz foi baixa em exemplo comparativo 26-Z devido a alto teor de Mn e exemplo comparativo 35-AI devido a alto teor de N.

- [0092] Tensão de escoamento e/ou limite de resistência à tração foram baixas em exemplo comparativo 43-A devido a alta redução de laminação total na faixa de temperatura de menor que 1020°C a maior que 920°C e exemplo comparativo 44-A devido a baixa redução de laminação total na faixa de temperatura de 920°C a 860°C.
- 10

- [0093] Anisotropia acústica foi alta em exemplo comparativo 45-A porque tensão de escoamento e resistência a tração foram baixas devido a alta redução de laminação total na faixa de temperatura de 920°C a 860°C.
- 15

REIVINDICAÇÕES

1. Placa de aço de alta resistência à tração de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo uma espessura de 30 a 100 mm e uma tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior na região de centro de espessura da placa, caracterizada pelo fato de que consiste em, em % em massa:

C: 0,03% a 0,07%;

Si menos que 0,10%;

Mn: 0,8% a 2,0%; e

Al: 0,003% a 0,1%;

compreendendo Nb e Ti em teores de, em % em massa:

Nb: 0,025% ou mais; e

Ti: 0,005% ou mais;

que satisfaz $0,045\% \leq [\text{Nb}] + 2 \times [\text{Ti}] \leq 0,105\%$;

compreendendo:

N: mais que 0,0025% em massa e não mais que 0,008% em massa; e compreendendo:

Nb, Ti, C e N em teores nas faixas de modo que o valor de A mostrado abaixo é 0,0022 a 0,0055, parâmetro de trincamento de solda para composição de aço Pcm mostrada abaixo sendo 0,18 ou menos, e um balanço de Fe e impurezas inevitáveis; e

tendo uma estrutura de aço onde a razão de volume de bainita é 30% ou mais, razão de volume de perlita é menos que 5%, e razão de volume de ilha de martensita é menos que 3%:

$$A = ([\text{Nb}] + 2 \times [\text{Ti}]) \times ([\text{C}] + [\text{N}] \times 12/14);$$

$$\text{Pcm} = [\text{C}] + [\text{Si}]/30 + [\text{Mn}]/20 + [\text{Cu}]/20 + [\text{Ni}]/60 + [\text{Cr}]/20 + [\text{Mo}]/15 + [\text{V}]/10 + 5[\text{B}],$$
 onde [Nb], [Ti], [C], [N], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V] e [B] representam os teores de Nb, Ti, C, N, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V e B expressos em % em massa.

2. Placa de aço de alta resistência à tração de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo uma espessura de 30 a 100 mm e uma tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior na região de centro de espessura da placa de acordo com a reivindicação 1, caracterizada pelo fato de que consiste em ainda, em % em massa:

Mo: 0,05% a 0,3%

3. Placa de aço de alta resistência à tração de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo uma espessura de 30 a 100 mm e uma tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior na região de centro de espessura da placa de acordo com a reivindicação 1 ou 2, caracterizada pelo fato de que consiste em ainda, em % em massa, um ou mais de:

Cu: 0,1% a 0,8%,

Ni: 0,1% a 1,0%,

Cr: 0,1% a 0,8%,

V: 0,01% ou mais a menos que 0,03%,

W: 0,1% a 3%.

4. Placa de aço de alta resistência à tração de baixa anisotropia acústica e alta soldabilidade tendo uma espessura de 30 a 100 mm e uma tensão de escoamento de 450 MPa ou maior e limite de resistência à tração de 570 MPa ou maior na região de centro de espessura da placa de acordo com qualquer uma das reivindicações 1 a 3, caracterizada pelo fato de que consiste em ainda, em % em massa, um ou ambos de:

Mg: 0,0005% a 0,01%, e

Ca: 0,0005% a 0,01%.

1/2

Fig.1

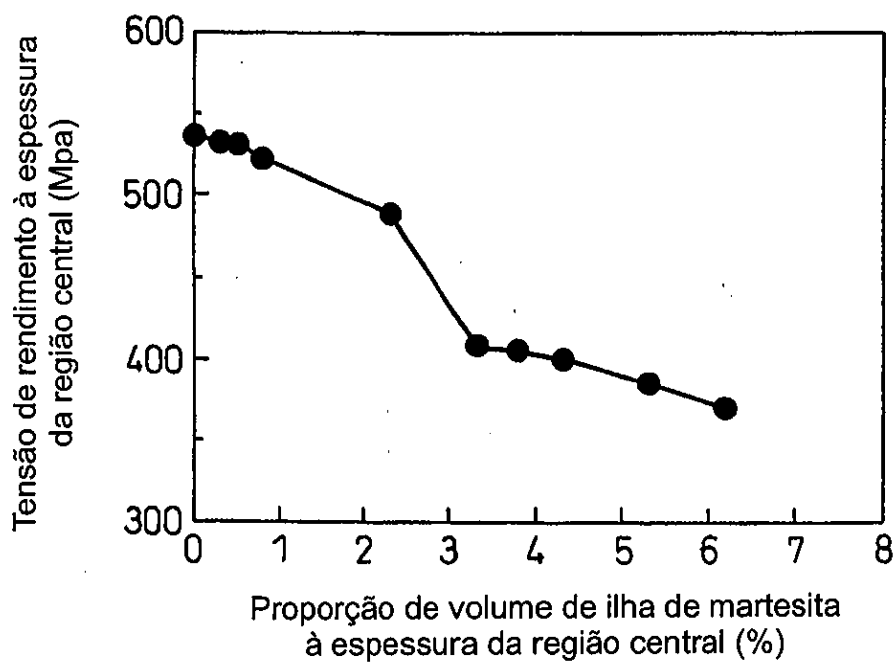
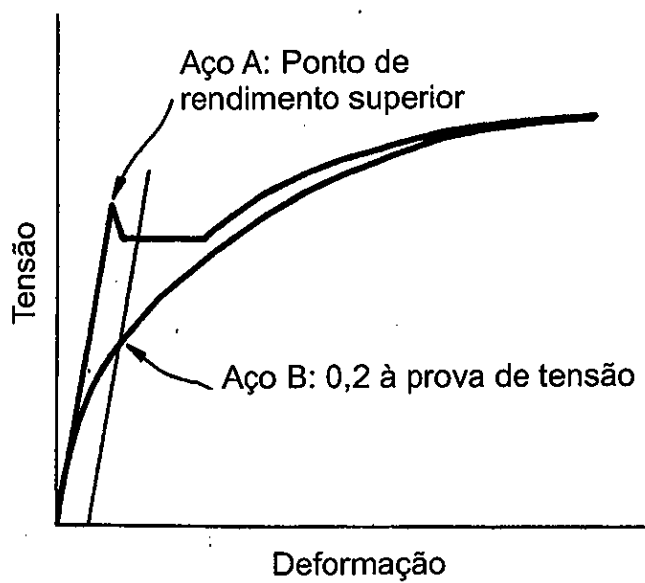


Fig.2



47
f

2/2

Fig.3

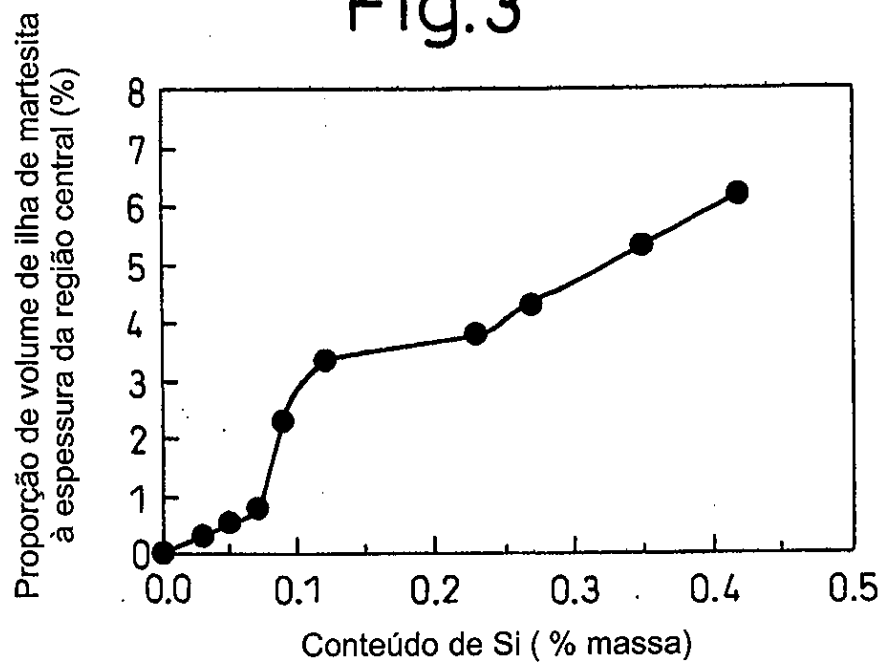


Fig.4

