



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

(21) **PI0711795-7 A2**



(22) Data de Depósito: 14/05/2007
(43) Data da Publicação: 06/12/2011
(RPI 2135)

(51) *Int.Cl.:*
C22C 38/00
B21B 1/26
B21B 3/00
B21C 37/08
B23K 9/18
C21D 8/02
C22C 38/58
B23K 101/06

(54) **Título:** TUBO DE AÇO PARA TUBULAÇÃO DE ALTA RESISTÊNCIA SUPERIOR EM RESISTÊNCIA AO ENVELHECIMENTO APÓS ENCRUAMENTO E CHAPA DE AÇO PARA TUBULAÇÃO DE ALTA RESISTÊNCIA E MÉTODOS DE PRODUÇÃO DA MESMA

(30) **Prioridade Unionista:** 24/05/2006 JP 2006-144147

(73) **Titular(es):** Nippon Steel Corporation

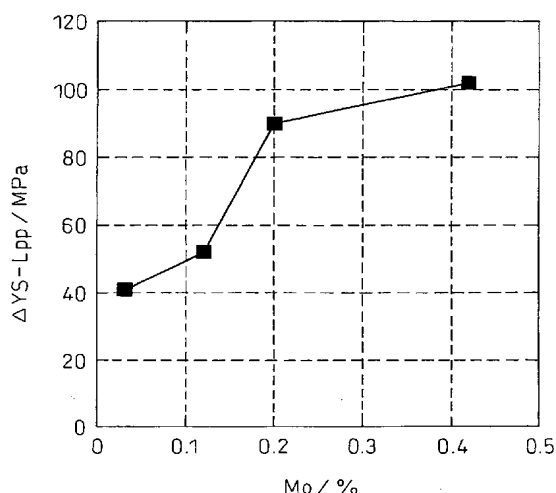
(72) **Inventor(es):** Hitoshi Asahi, Naoki Doi, Takuya Hara, Yoshio Terada

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

(86) **Pedido Internacional:** PCT JP2007060291 de 14/05/2007

(87) **Publicação Internacional:** WO 2007/136019de
29/11/2007

(57) **Resumo:** TUBO DE AÇO PARA TUBULAÇÃO DE ALTA RESISTÊNCIA SUPERIOR EM RESISTÊNCIA AO ENVELHECIMENTO APÓS ENCRUAMENTO E CHAPA DE AÇO PARA TUBULAÇÃO DE ALTA RESISTÊNCIA E MÉTODOS DE PRODUÇÃO DA MESMA. A presente invenção refere-se a chapas de aço para a tubulação de alta resistência suprimindo o aumento no limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço expandido devido ao aquecimento no momento do revestimento para evitar a corrosão e superior em resistência à tensão de envelhecimento e tubo de aço para o material para o mesmo, isto é, tubo de aço de alta resistência para tubulação superior em resistência à tensão de envelhecimento caracterizado pelo fato de que o material base tendo uma composição de elementos químicos contendo, em % em massa, Mo: acima de 0% a menos de 0,15% e Mn: 1,7 a 2,5%, satisfazendo Mo/Mn: acima de 0 a 0,08, contendo C, Si, P, S, Al, Ti, N e B, também contendo um ou mais entre Ni, Cu e Cr, tendo um saldo de ferro e as inevitáveis impurezas, tendo um valor P na faixa de 2,5 a 4,0, e tendo uma estrutura metalúrgica compreendida de bainita e martensita. Valor $P = 2,70 + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni+Cu) + 2Mo$. Além disso, ele pode conter um ou mais entre Nb, V, Ca, REM e Mg.





PI0711795-7

Relatório Descritivo da Patente de Invenção para **"TUBO DE AÇO PARA TUBULAÇÃO DE ALTA RESISTÊNCIA SUPERIOR EM RESISTÊNCIA AO ENVELHECIMENTO APÓS ENCRUAMENTO E CHAPA DE AÇO PARA TUBULAÇÃO DE ALTA RESISTÊNCIA E MÉTODOS DE PRODUÇÃO DA MESMA".**

5

CAMPO TÉCNICO

A presente invenção refere-se a um tubo de aço para tubulação de alta resistência adequado para tubulações para transporte de petróleo bruto, gás natural, etc. e ao material para o mesmo, isto é, tubo de aço para tubulação de alta resistência e métodos de produção do mesmo.

10

FUNDAMENTOS DA TÉCNICA

Como tubo de aço para tubulação usado para as tubulações tronco das tubulações importantes como métodos de transporte a longas distâncias de petróleo bruto, gás natural, etc., tubos de aço de alta resistência do tipo X80 ou menor dos padrões da American Petroleum Institute (API) estão sendo comercializados. Até agora, tubos de alta resistência e alta tenacidade para tubulações foram propostas (por exemplo, na Japanese Patent Publication (A) nº 62-4826), mas (1) para melhoria da eficiência do transporte pelo aumento da pressão ou (2) para melhoria da eficiência da instalação local pela redução do diâmetro externo e do peso da tubulação, outras tubulações de resistência ais altas estão sendo demandadas,

15

20

Por exemplo, se usar-se uma tubulação da classe X120 tendo uma resistência à tração de 900 MPa ou mais, a pressão interna, isto é, a pressão do petróleo bruto ou do gás natural, pode ser tornada 2 vezes aquela do tubo da classe X65, então torna-se possível transportar cerca do dobro da quantidade de petróleo bruto ou gás natural. Além disso, se aumentar-se a resistência da tubulação pela melhoria da resistência contra a pressão interna, comparado com o caso de tornar as paredes mais grossas, torna-se possível cortar os custos de material, os custos de transporte e os custos de soldagem no local e torna-se possível reduzir grandemente os custos de instalação da tubulação.

25

30

Além disso, tubulações são também frequentemente instaladas

em áreas árticas, então devem ter uma tenacidade superior às baixas temperaturas. Além disso, no momento da instalação, as extremidades das tubulações são conectadas entre si, então uma capacidade superior de soldagem no local é também necessária. Para satisfazer essa demanda, foi proposto um tubo de aço para tubulação de alta resistência tendo uma base de uma microestrutura compreendida principalmente de uma estrutura mista de bainita e martensita adequada para tubulação da classe X120 com maior resistência que o tubo de aço para tubulação proposta no Documento de Patente (por exemplo, a Japanese Patent Publication (A) nº 10-298707, a Japanese Patent Publication (A) nº 2001-303191, e a Japanese Patent Publication (A) nº 2004-52104).

Além disso, para aumentar a tensão permissível de uma tubulação na direção longitudinal, está sendo desenvolvido um tubo de aço para tubulação com limite de elasticidade reduzido na direção longitudinal, mas em anos recentes a tensão de envelhecimento devido ao revestimento de prevenção contra a corrosão para evitar a corrosão da superfície externa do tubo de aço tem se tornado um tema importante. Isto é devido ao uso de ligação por fusão de epóxi e outros tipos de imersão a quente superiores em revestimento de prevenção contra a corrosão. Quando se trata um tubo de aço por um tipo de revestimento de prevenção contra a corrosão por imersão a quente, o tubo de aço é aquecido até 200 a 250°C. Em particular, no tubo de aço obtido pela conformação de uma chapa de aço em um tubo pelo trabalho a frio, a soldagem das partes vizinhas, e então a expansão do tubo, por exemplo, o tubo de aço UOE, é introduzida tensão, então surge o problema da assim chamada tensão de envelhecimento que provoca um aumento no limite de elasticidade na direção longitudinal. A tensão de envelhecimento é o fenômeno do aumento da resistência devido à adesão de átomos de C para deslocamentos ou formação de precipitados finos quando o aço no qual foi introduzida a tensão é aquecido. Entretanto, os tubos de aço propostos nas patentes acima não consideram a tensão agindo de maneira nenhuma.

Em vista desse problema, tubos de aço superiores em resistên-

cia à tensão de envelhecimento estão sendo propostos (por exemplo, Japanese Patent Publication (A) nº 2005-60838, Japanese Patent Publication (A) nº 2005-60839, e Japanese Patent Publication (A) nº 2005-60840), mas esses são aquecidos após a laminação a quente. Por esta razão, ou um equipamento de aquecimento tem que ser fornecido próximo ao laminador de laminação a quente ou um tratamento térmico tem que ser executado em outra etapa. Os custos de produção aumentam e a produtividade é prejudicada.

DESCRIÇÃO DA INVENÇÃO

10 A presente invenção fornece tubos de aço para tubulação de alta resistência correspondente ao padrão X120 da API dada uma resistência à tração na direção circunferencial de 900 Mpa ou mais para manter a força de resistência à pressão interna cujo tubo de aço para tubulação de alta resistência é obtido pelo tratamento do tubo escarpado obtido pela conformação da chapa de aço em um tubo, soldando a arco as peças, e então expandindo o tubo de forma a suprimir o aumento do limite de elasticidade na direção longitudinal devido ao aquecimento no momento do revestimento para evitar a corrosão sem tratamento térmico e é, portanto, superior em resistência à tensão de envelhecimento e além disso a chapa de aço para tubulação de alta resistência e métodos de produção das mesmas.

Os inventores anotaram os teores de Mo e Mn e se engajaram em uma pesquisa intensiva para obter tubos de aço para tubulação de alta resistência tendo uma resistência à tração na direção circunferencial de 900 MPa ou mais, superior em tenacidade a baixa temperatura e capacidade de soldagem, e tendo também um limite de elasticidade na direção longitudinal que não cresça muito devido ao aquecimento a 200 a 250°C. Como resultado, eles obtiveram a descoberta de que a redução da quantidade de Mo e também a limitação de Mo/Mn melhora a resistência à tensão de envelhecimento. A presente invenção foi feita com base nessa descoberta e tem como sua essência o seguinte:

(1) Tubo de aço de alta resistência para tubulação superior em resistência à tensão de envelhecimento caracterizado pelo fato de que o

material base tem uma composição de elementos químicos contendo, em % em massa,

- 5 C: mais de 0,03 a 0,07%,
 Si: 0,6% ou menos,
 Mn: 1,7 a 2,5%,
 P: 0,015% ou menos,
 S: 0,003% ou menos,
 Al: 0,1% ou menos,
 Mo: mais de 0% a menos de 0,15%,
 10 Ti: 0,005 a 0,03%,
 N: 0,001 a 0,006%, e
 B: 0,0006 a 0,0025%,

contendo também um ou mais elementos entre

- 15 Ni: 1,5% ou menos,
 Cu: 1,0% ou menos, e
 Cr: 1,0% ou menos,

tendo um saldo de ferro e as inevitáveis impurezas, satisfazendo

Mo/Mn: mais de 0 a 0,08

tendo um valor de P expresso pela fórmula 1 a seguir na faixa de 2,5 a 4,0,

- 20 tendo uma estrutura metalúrgica compreendida de bainita e martensita, e
 tendo uma resistência à tração na direção circunferencial $TS_{C_{pp}}$ [MPa] de
 900 a 1100 MPa:

Valor de $P = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni+Cu) + 2Mo$

(fórmula 1)

- 25 onde C, Si, Mn, Cr, Ni, Cu e Mo são os teores dos respectivos
 elementos [% em massa].

- (2) Tubo de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentado no item (1), caracterizado pelo fato de que o material tem uma composição de
 30 elementos químicos contendo, em % em massa, um ou mais elementos entre:

Nb: 0,1% ou menos,

V: 0,1% ou menos,
 Ca: 0,01% ou menos,
 REM: 0,02% ou menos, e
 Mg: 0,006% ou menos

- 5 (3) Tubo de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentado no item (1), caracterizado pelo fato de que o material base tem teores de Ti e N satisfazendo:

$Ti - 3,4 N > 0$

- 10 (4) Chapa de aço para um material para tubo de aço de alta resistência superior em resistência à tensão de envelhecimento, contendo, em % em massa,

C: mais de 0,03 a 0,07%,
 Si: 0,6% ou menos,
 15 Mn: 1,7 a 2,5%,
 P: 0,015% ou menos,
 S: 0,003% ou menos,
 Al: 0,1% ou menos,
 Mo: mais de 0% a menos de 0,15%,
 20 Ti: 0,005 a 0,03%,
 N: 0,001 a 0,006%, e
 B: 0,0006 a 0,0025%,

também contendo um ou mais entre:

- 25 Ni: 1,5% ou menos,
 Cu: 1,0% ou menos,
 Cr: 1,0% ou menos

tendo um saldo de ferro e as inevitáveis impurezas,

Mo/Mn: mais de 0 a 0,08%

- 30 tendo um valor de P expresso pela fórmula 1 a seguir na faixa de 2,5 a 4,0,
 tendo uma estrutura metalúrgica compreendida de bainita e martensita, e
 tendo uma resistência à tração na direção circunferencial $T_{s_{cpp}}$ [MPa] de 880 a 1080 Mpa:

Valor de $P = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni+Cu) + 2Mo$
(fórmula 1)

onde C, Si, Mn, Cr, Ni, Cu e Mo são os teores dos respectivos elementos [% em massa].

- 5 (5) Chapa de aço para um material para tubos de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentada no item (4), a mencionada chapa de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentada no item (4) caracterizada por conter,
10 em % em massa, um ou mais entre:

Nb: 0,1% ou menos,

V: 0,1% ou menos,

Ca: 0,01% ou menos,

REM: 0,02% ou menos, e

- 15 Mg: 0,006% ou menos,

- (6) Chapa de aço para um material para tubos de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentada no item (4), a mencionada chapa de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento caracterizada pelo fato de que os teores de Ti e N satisfazem
20

$$Ti - 3,4N > 0.$$

- (7) Um método de produção de chapa de aço de alta resistência para tubos de aço de alta resistência para tubulações superiores em
25 resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentada nos itens (4) a (6), o mencionado método de produção de chapa de aço de alta resistência para tubos de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento caracterizado pelo aquecimento de uma placa obtida pela fusão e lingotamento de um aço compreendido de
30 elementos químicos conforme apresentado em qualquer uma das reivindicações 6 a 9 até 1000 a 1250°C, e então laminando-se em bruto em uma região de temperatura de recristalização de mais de 900°C, e então laminando

em uma região de não-cristalização a 700 a 900°C com uma quantidade de redução cumulativa de 75% ou mais, e então resfriando-se aceleradamente a uma taxa de resfriamento na parte central da espessura da chapa de 1 a 30°C/s até uma temperatura de 500°C ou menos.

5 (8) Um método de produção de chapa de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento, caracterizado pela conformação da chapa de aço para tubulação de alta resistência produzida pelo método conforme apresentado no item (7) em um tubo de forma que a direção de laminação da chapa de aço e a direção longitudinal do tubo de aço sejam compatíveis, soldando as partes com costura e
10 então expandido o tubo.

 (9) Um método de produção de chapa de aço de alta resistência para tubos de aço superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentado no item (8), caracterizado pela conformação
15 do tubo por um processo UO e pela soldagem das partes com costura a partir das superfícies interna e externa por soldagem a arco submersa.

 (10) Um método de produção de chapa de aço de alta resistência para tubulação superior em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentado nos itens (8) ou (9), caracterizado pelo fato de que a taxa
20 de expansão do tubo é de 0,7 a 2%.

BREVE DESCRIÇÃO DOS DESENHOS

A FIG. 1 é uma vista da relação entre a mudança no limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço devido ao envelhecimento e a quantidade de adição de Mo.

25 A FIG. 2 é uma vista mostrando a relação entre a mudança no limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço devido ao envelhecimento e a razão Mo/Mn.

 A FIG. 3 é uma vista esquemática da estrutura metalúrgica do aço da presente invenção onde (a) é uma vista esquemática da estrutura metalúrgica da bainita inferior e (b) é uma vista esquemática da estrutura
30 metalúrgica da pseudo bainita superior.

 A FIG. 4 é uma vista esquemática da bainita granular.

MELHOR FORMA DE EXECUÇÃO DA INVENÇÃO

Um tubo de aço para tubulação tem que ser produzido em massa e em um curto período de tempo, então o material para ele, isto é, a chapa de aço para a tubulação, está sendo requisitada a ser produzida por laminação, sem choque térmico, revenido, ou qualquer outro tratamento térmico. Além disso, do ponto de vista da capacidade de soldagem no local, é necessário reduzir a quantidade de C. Para satisfazer a alta resistência e alta tenacidade sob tais condições, deve ser utilizada uma estrutura de bainita ou mista de bainita e martensita. Além disso, para obter estavelmente tal estrutura, é eficaz laminar o aço aquecido ao qual é adicionado o B por laminação controlada e para resfriá-lo aceleradamente. Note que a chapa de aço produzida pela laminação controlada e resfriamento acelerado tem uma resistência na direção da largura da chapa maior que a resistência na direção de laminação. A resistência não muda muito mesmo se se aquecer a chapa até 200 a 250°C.

Um tubo de aço produzido pela conformação dessa chapa de aço em um tubo, soldando-se a arco as partes com costura, e expandindo-se o tubo muda em sua resistência, por exemplo, um tubo produzido pelo processo UOE muda em sua resistência devido à deformação plástica. Em particular, o limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço YS_{Lpp} [MPa] muda complicadamente de acordo com a estrutura e as propriedades da chapa de aço devido à superposição do endurecimento de trabalho devido à expansão do tubo e ao efeito Bauschinger. Por esta razão, o limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço é difícil de ser estimado a partir do limite de elasticidade da direção de laminação da chapa de aço. Se não se tentar medir as propriedades do tubo de aço após a expansão, valores precisos não podem ser determinados. Além disso, se aquecermos o tubo de aço até 200 a 250°C ou algo assim, a deformação plástica no momento da expansão do tubo fará com que uma grande quantidade de deslocamentos seja introduzida, então mudanças na resistência que não ocorrem na chapa de aço passarão a ocorrer e a tensão de envelhecimento faz com que o limite de elasticidade aumente.

Os inventores mudaram a quantidade de Mn a quantidade de Mo do tubo de aço para tubulação de alta resistência tendo um baixo teor de C, contendo B, tendo um valor de P expresso pela fórmula 1 a seguir

$$\text{Valor de P} = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni+Cu) + 2Mo$$

5 (fórmula 1) de 2,5 a 4,0 usando os teores dos elementos C, Si, Mn, Cr, Ni, Cu e Mo (% em massa), e tendo uma estrutura metalúrgica compreendida de bainita e martensita e estudaram a resistência à tensão de envelhecimento. Eles envelheceram o tubo de aço após a expansão pelo aquecimento do mesmo até 240°C e mantendo-o ali por 10 minutos, subtraíram o limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço antes do envelhecimento do limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço após o envelhecimento, e avaliaram a diferença como o aumento no limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo ΔYS_{Lpp} [MPa].

A mudança no aumento do limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço ΔYS_{Lpp} [MPa] em relação ao teor de Mo está mostrada na FIG. 1, enquanto a mudança em relação à razão Mo/Mn está mostrada na FIG. 2. Da FIG. 1, reduzindo-se o teor de Mo para menos de 0,15%, o aumento no limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço ΔYS_{Lpp} [MPa] torna-se menor. Da FIG. 2 aprende-se que se se fizer a razão Mo/Mn 0,08 ou menor, o aumento no limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço ΔYS_{Lpp} [MPa] torna-se menor e a resistência à tensão de envelhecimento torna-se melhor. O aumento no limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço quando se aquece o aço até 200 a 250°C é estimado como sendo devido à precipitação fina de MoC. Isto é, os átomos de Mo no aço não se moverão devido à difusão, mas é previsto que os átomos de C se difundirão no aço e se ligarão com o Mo presente nos, ou próximo dos, deslocamentos introduzidos. Por esta razão, se se reduzir o teor de Mo, acredita-se que se a precipitação de MoC for suprimida e a resistência à tensão de envelhecimento é melhorada. Além disso, acredita-se que a razão para melhorar-se a resistência à tensão de envelhecimento pelo aumento do teor de Mn seja que a redução da quantidade de C em solução sólida resulta em uma redução nos precipitados finos de MoC.

Da consideração acima, foi aprendido que a supressão do teor de Mo é eficaz para a melhoria da resistência à tensão de envelhecimento. Por outro lado, o Mo suprime a precipitação de carbonitreto de B na região de temperatura da austenita durante a laminação a quente e tem o efeito de

5 estabilizar a capacidade de endurecimento do aço contendo B, então o Mo é preferivelmente adicionado na faixa permissível. Além disso, se se reduzir a quantidade de C, a precipitação de carbonitreto de B é suprimida na região de temperatura de austenita. Note que a região de temperatura de austenita

10 significa a temperatura onde a estrutura do aço está na fase única de austenita, isto é, a faixa acima da temperatura onde a transformação da ferrita inicia no momento do resfriamento. Portanto, reduzindo-se a quantidade de C usando-se a quantidade que dê a resistência necessária como limite inferior, adicionando-se B, reduzindo-se a quantidade de adição de Mo e a razão Mo/Mn, e fazendo-se o valor de P uma faixa predeterminada pela adição de

15 elementos de ligação que dêem capacidade de endurecimento, os inventores tiveram sucesso em obter o tubo de aço para tubulação de alta resistência e a chapa de aço que forma o material para o mesmo da presente invenção.

A seguir serão explicadas as razões para a limitação dos elementos ingredientes da chapa de aço para a tubulação de resistência super

20 alta e da tubulação de resistência super alta da presente invenção. Note que na explicação da composição química dos elementos, % significa o % em massa.

Mo é o elemento mais importante na presente invenção. O Mo

25 forma MoC fino pela tensão de envelhecimento e aumenta o limite de elasticidade na direção longitudinal após o revestimento do tubo de aço para a tubulação para evitar a corrosão. Em particular, se se adicionar Mo até 0,15% ou mais, o aquecimento no momento de revestir a superfície externa do tubo de aço para evitar a corrosão aumenta o limite de elasticidade na

30 direção longitudinal do tubo de aço, então o limite superior tem que ser feito menos de 0,15%. Por outro lado, para melhorar a capacidade de endurecimento do aço e obter a estrutura almejada de principalmente bainita, mais

de 0% têm que ser adicionados. Para se obter esse efeito, 0,035 ou mais são preferivelmente adicionados.

Mn é um elemento essencial para tornar a microestrutura da presente invenção uma estrutura principalmente bainita e garantir um bom equilíbrio de resistência e tenacidade a baixa temperatura. A adição de 1,7% ou mais é necessária. Entretanto, se a quantidade de adição de Mn for muito grande, a capacidade de endurecimento do aço é aumentada não apenas para degradar a dureza e a capacidade de soldagem no local da zona afetada pelo calor (também chamada "HAZ"), mas também agrava a segregação central da placa de lingotamento contínuo e degrada a tenacidade a baixa temperatura da base, então o limite superior foi feito 2,5%.

Além disso, o Mn é um elemento que tem o efeito de reduzir a quantidade de C em solução sólida e suprimir a tensão de envelhecimento. Devido ao efeito sinérgico com a redução de Mo, a resistência ao envelhecimento é notavelmente melhorada. Por esta razão, na presente invenção, Mo/Mn é tornado um indicador importante para a melhoria da resistência à tensão de envelhecimento. O limite superior foi feito 0,08 ou menos. O limite inferior de Mo/Mn foi feito maior que 0 uma vez que o limite inferior da quantidade de MO é maior que 0%. Note que o limite inferior preferível da quantidade de Mo é 0,03%. Se o limite superior da quantidade de Mn for 2,5%, o limite inferior preferível de Mo/Mn é 0,012.

O C é extremamente eficaz para melhorar a resistência do aço. Para se obter a resistência necessária para tubos de aço para tubulações de alta resistência, a adição de mais de 0,03% é necessária. Entretanto, se a quantidade de C for muito grande, a precipitação de carbonetos de B é acelerada e uma deterioração notável na tenacidade a baixa temperatura e na capacidade de soldagem no local do material base e na HAZ é atraída, então o limite superior foi feito 0,07% ou menos. Do ponto de vista da tenacidade a baixa temperatura e da capacidade de soldagem no local do material base e HAZ, o limite superior preferível da quantidade de C é 0,06%.

O Si é um elemento adicionado como um agente de desoxidação e é eficaz para melhorar a resistência do aço, mas se adicionado excessivamente

sivamente, a tenacidade na HAZ e a capacidade de soldagem no local são notavelmente degradados, então o limite superior foi feito 0,6%. Quando se desoxida o aço pela adição de Al e Ti, o Si não tem que ser adicionado.

O Al é um elemento adicionado como agente de desoxidação e é eficaz para aumentar a finura da estrutura. Entretanto, se a quantidade de Al exceder 0,1%, as inclusões não-metálicas à base de Al aumentam e prejudicam a limpeza do aço, então o limite superior foi feito 0,1%. Do ponto de vista de tenacidade a baixa temperatura, o limite superior preferível da quantidade de adição de Al é 0,06%. Se se adicionar Ti e Si para desoxidar suficientemente o aço, não há necessidade de adicionar Al.

O Ti é um elemento que produz TiN finamente precipitado e suprimir o embrutecimento dos grãos de austenita no momento do reaquecimento da placa e na HAZ para tornar a estrutura metálica mais fina e melhorar a tenacidade a baixa temperatura do material base e HAZ. Além disso, o Ti é também útil como elemento desoxidante. Quando a quantidade de Al é uma quantidade pequena de 0,005% ou menos, há o efeito de formação de óxidos e tornando mais fina a estrutura do HAZ. Além disso, para fixar a solução sólida de N prejudicando o efeito de melhoria da capacidade de endurecimento de B, é também eficaz melhorar a capacidade de endurecimento. Para se obter esses efeitos, a adição de 0,005% ou mais de Ti é necessária. Entretanto, se a quantidade de Ti for muito grande, o endurecimento da precipitação pelo TiC ou o embrutecimento do TiN provoca a deterioração da tenacidade a baixa temperatura, o limite superior foi feito 0,03%. Além disso, para aumentar o efeito de supressão da formação de BN e melhorar a capacidade de endurecimento pelo B, o limite inferior da quantidade de Ti é preferivelmente feito mais de 3,4N [% em massa].

B é um elemento extremamente eficaz para aumentar visivelmente a capacidade de endurecimento do aço em quantidades extremamente pequenas e tornar a microestrutura do aço principalmente bainita. A adição de 0,0006% ou mais é necessária. Em particular, se co-presente com Mo, o efeito sinérgico faz a capacidade de endurecimento aumentar notavelmente, então isso é extremamente eficaz. Por outro lado, se adicionado

excessivamente, ele não apenas degrada a tenacidade a baixa temperatura, mas também prejudica o efeito de melhoria da capacidade de endurecimento, então o limite superior foi feito 0,0025%. Além disso, para melhorar a tenacidade a baixa temperatura da HAZ com tamanho de grão embrutecido, o

5 limite superior da quantidade de adição de B é preferivelmente feito 0,0015% ou menos.

N é um elemento que forma TiN e suprime o embrutecimento dos grãos de austenita no momento do reaquecimento da placa e na HAZ para melhorar a tenacidade a baixa temperatura do material base e HAZ.

10 Para obter esse efeito, o N tem que ser adicionado em uma quantidade de 0,001% ou mais. Por outro lado, se o N for adicionado excessivamente, TiN bruto é formado e torna-se a causa de falhas na superfície da placa. Se o N em solução sólida aumenta, a tenacidade HAZ diminui e o efeito de melhoria da capacidade de endurecimento pela adição de B é prejudicada, então o

15 limite superior tem que ser suprimido para 0,006% ou menos.

P e S são elementos impureza. Para também melhorar o material base e HAZ na tenacidade a baixa temperatura, é necessário limitar o teor desses elementos. Reduzindo-se a quantidade de P, é possível reduzir-se a segregação no centro da placa lingotada continuamente e é possível evitar a

20 fratura intergranular, então o limite superior é feito 0,015% ou menos. Além disso, reduzindo-se a quantidade de S, é possível reduzir o MnS desenvolvido na laminação a quente e melhorar a ductilidade e a tenacidade, então o limite superior foi feito 0,003% ou menos.

Além do mais, o aço contém um ou mais elementos entre Ni, Cu, e Cr que são relativos ao valor de P do indicador da capacidade de endurecimento do aço.

25

O propósito da adição de Ni é melhorar a tenacidade a baixa temperatura, resistência, e outras propriedades do aço da presente invenção com seu baixo teor de C sem provocar a deterioração da capacidade de soldagem no local. A adição de Ni, comparado com a adição de Mn, Cr, e Mo, forma menos frequentemente estruturas duras prejudiciais à tenacidade a

30 baixa temperatura em particular no centro da espessura do tubo de aço, isto

é, locais correspondentes à faixa de segregação central da placa de aço lingotada continuamente. Por outro lado, se a quantidade de adição de Ni for muito grande, a economia é prejudicada e reciprocamente a tenacidade da HAZ ou a capacidade de soldagem no local é degradada, então o limite superior é preferivelmente feito 1,5%. Para melhorar a tenacidade a baixa temperatura e a resistência, a adição de 0,1% ou mais é preferível. Para melhoria da tenacidade da HAZ, a adição de 0,3% ou mais é preferível. Além disso, a adição de Ni é também eficaz para prevenção de fraturas do Cu no momento da laminação a quente no momento do lingotamento contínuo.

5 Nesse caso, é preferível adicionar Ni em uma quantidade de pelo menos ½ da quantidade de Cu.

Cu e Cr são elementos que aumentam a resistência do material base e da zona de soldagem, mas se adicionado excessivamente, eles algumas vezes causam a deterioração da tenacidade da HAZ e da capacidade de soldagem no local, então os limites superiores são preferivelmente feitos 1,0%. Para aumentar a resistência do material base e da zona de soldagem, o Cu e o Cr são preferivelmente adicionados em quantidades de 0,1% ou mais.

15

Além disso, é também possível adicionar um ou ambos entre Nb e V.

20

Nb, pela adição juntamente com Mo, não apenas suprime a recristalização da austenita e torna a bainita mais fina e mais estável no momento da laminação controlada, mas também contribui para o endurecimento da precipitação ou o aumento da capacidade de endurecimento e reforça e endurece o aço. Além disso, se se adicionar Nb juntamente com B, o efeito de melhoria da capacidade de endurecimento é sinergicamente aumentado. Por outro lado, se a quantidade de adição de Nb for muito grande, há algumas vezes um efeito prejudicial na tenacidade HAZ ou na capacidade de soldagem no local, então o limite superior é preferivelmente feito 0,1%. Note que do ponto de vista de tornar a estrutura mais fina e fazer o aço mais forte e mais duro, é preferível adicionar Nb em uma quantidade de 0,003% ou mais. Além disso, para suprimir o amolecimento da HAZ, é mais preferível

25

30

adicionar Nb em uma quantidade de 0,01% ou mais.

V é um tanto fraco em comparação com Nb, mas tem substancialmente o mesmo efeito. A adição ao aço da presente invenção é eficaz. Por outro lado, para se obter uma boa tenacidade na HAZ e capacidade de soldagem no local, o limite superior da quantidade de adição de V é preferivelmente feito 0,1% ou menos. Note que do ponto de vista de tornar a estrutura mais fina e fazer o aço mais forte e mais duro, o limite inferior preferível da quantidade de adição de V é 0,005% ou mais. Em particular, devido à adição composta de Nb e V, as características superiores do aço da presente invenção tornam-se também notáveis. Além disso, do ponto de vista de aumento da resistência e da tenacidade do aço, a faixa mais preferível da quantidade de adição de V é 0,03 a 0,08%.

Além disso, é também possível adicionar um ou mais elementos entre Ca, REM, e Mg eficazes para controlar os óxidos e sulfetos do aço.

Ca e REM têm o efeito de controlar a forma dos sulfetos, em particular, MnS, e melhorar a tenacidade a baixa temperatura. Entretanto, se adicionados em quantidade de Ca acima de 0,01% ou de REM acima de 0,02%, as inclusões incluindo Ca e REM algumas vezes se tornam mais brutas e também algumas vezes tornam-se grupos. Eles não apenas prejudicam a limpeza do aço, mas algumas vezes também têm um efeito prejudicial na capacidade de soldagem no local. Por esta razão, os limites superiores da quantidade de Ca e da quantidade de REM são preferivelmente feitos 0,01% ou menos e 0,02% ou menos. Do ponto de vista da capacidade de soldagem no local, o limite superior da quantidade de Ca é mais preferivelmente limitado a 0,006% ou menos, Além disso, do ponto de vista da tenacidade a baixa temperatura, os limites inferiores da quantidade de Ca e da quantidade de REM são preferivelmente feitos 0,0005% ou mais e 0,001%. Se se considerar a limpeza e a tenacidade a baixa temperatura do aço, as faixas ótimas da quantidade de Ca e da quantidade de REM adicionadas são respectivamente 0,001 a 0,003% e 0,002 a 0,005%.

Note que no tubo de aço para tubulação de alta resistência da presente invenção, do ponto de vista do controle da forma dos sulfetos, em

particular, MnS, é particularmente eficaz reduzir a quantidade de S e a quantidade de O para 0,001% e 0,002% ou menos e fazer o indicador ESSP, expresso pela fórmula 2 a seguir, ser 0,5 a 10:

$$\text{ESSP} = (\text{Ca})[1 - 124(\text{O})]/1,25\text{S} \quad (\text{fórmula 2})$$

5 onde Ca e O são o teor de Ca e o teor de O.

O Mg apresenta os efeitos de formação de óxidos finamente dispersos e de supressão do embrutecimento do tamanho de grão da HAZ para melhorar a tenacidade a baixa temperatura. Entretanto, se se adicionar Mg acima de 0,006%, algumas vezes óxidos brutos são formados e a tenacidade é degradada, então o limite superior é preferivelmente feito 0,006% ou menos. Para utilizar efetivamente óxidos finos de Mg e em particular para melhorar a tenacidade a baixa temperatura da HAZ, é preferível adicionar 0,0005% ou mais de Mg.

Em adição à limitação da composição dos elementos individuais adicionados acima mencionados, é também necessário fazer o indicador da capacidade de endurecimento, isto é, o valor P, estar na faixa 2,5 a 4,0. Isto é para se alcançar o equilíbrio da resistência e da tenacidade a baixa temperatura almejadas pelo tubo de aço para tubulação de alta resistência e pelo material para o mesmo, isto é, chapa de aço para tubulação de alta resistência, da presente invenção. O limite inferior do valor P foi tornado 2,5 para fazer a resistência à tração da direção circunferencial do tubo de aço 900 MPa ou mais e obter uma tenacidade superior a baixa temperatura. Além disso, o limite superior do valor P foi feito 4,0 para manter uma tenacidade da HAZ e uma capacidade de soldagem no local superiores. O valor P é calculado pela fórmula 1 a seguir, a partir dos teores [% em massa] dos elementos C, Si, Mn, Cr, Ni, Cu e Mo. Note que quando os teores dos elementos adicionados seletivamente de Cr, Ni e Cu são respectivamente menos de 0,1%, o valor P é calculado assumindo-os como 0.

$$\text{Valor de P} = 2,7\text{C} + 0,4\text{Si} + \text{Mn} + 0,8\text{Cr} + 0,45(\text{Ni} + \text{Cu}) + 2\text{Mo}$$

30 (fórmula 1)

A seguir a estrutura metálica será explicada.

Para fazer a resistência à tração na direção circunferencial do

tubo de aço ser 900 MPa ou mais, é necessário suprimir a formação de bainita granular e tornar a estrutura metalúrgica bainita ou uma estrutura mista de bainita e martensita. O aço da presente invenção reduz a quantidade de C e adiciona B, então nenhuma ferrita poligonal é produzida. Em particular,

5 uma estrutura de bainita homogênea ou uma estrutura mista de bainita e martensita é facilmente obtida. Na presente invenção, a estrutura metalúrgica a partir pelo menos da camada de superfície da superfície externa ou da superfície interna do tubo de aço até 5 mm tem que ser uma estrutura de bainita ou uma estrutura mista de bainita e martensita. Toda a superfície da

10 direção da espessura da chapa é preferivelmente uma estrutura de bainita ou uma estrutura mista de bainita e martensita. Para isso, é suficiente confirmar que a resistência do metal do centro da espessura da chapa seja bainita ou uma estrutura mista de bainita e martensita. O material da chapa de aço do tubo de aço da presente invenção é similar. A observação da estrutura

15 por um microscópio ótico pode ser executada usando-se a direção circunferencial do tubo de aço ou a direção transversal da chapa de aço como superfície de observação, polindo-a mecanicamente, e então causticando-se a mesma por Nital. Note que a estrutura metalúrgica do tubo de aço é a estrutura metalúrgica do material base diferente da zona de soldagem e da HAZ.

20 A estrutura metalúrgica compreendida de bainita e martensita nos limites de dos grãos formadores de austenita vista quando se observa a estrutura metalúrgica do aço da presente invenção por um microscópio ótico está mostrada esquematicamente na FIG. 3. A FIG. 3(a) mostra a estrutura metalúrgica também chamada "bainita inferior" que é compreendida de cementita fina 3 precipitada entre as lâminas finas 2 e as lâminas 2. Note que

25 na observação da estrutura por um microscópio ótico, também a martensita, similar à FIG. 3(a), é compreendida de cementita fina precipitada entre as lâminas finas e as lâminas. A FIG. 3(b) mostra a estrutura metalúrgica também chamada "pseudo bainita superior" que tem uma largura maior de lâminas que a bainita inferior da FIG. 3(a) e não tem cementita fina nas lâminas.

30 Ela tem uma mistura 4 de martensita e austenita (Constituinte Martensita-Austenita ou MA) entre as lâminas. Na presente invenção, "bainita" é o nome

geral para bainita inferior da forma esquematicamente mostrada na FIG. 3(a) e a pseudo bainita superior na forma mostrada esquematicamente na FIG. 3(b).

Note que quando se usa um microscópio ótico para observar a estrutura metalúrgica, tanto a martensita quanto a bainita inferior tomam a forma mostrada esquematicamente na FIG. 3(a), então a discriminação é difícil. Portanto, na presente invenção a estrutura compreendida de bainita e martensita compreende bainita ou uma estrutura mista de bainita e martensita. Note que a martensita e a bainita podem ser diferenciadas da ferrita e da bainita granular 5 por um microscópio ótico. A bainita granular lembra ferrita acicular. Como esquematicamente mostrado na FIG. 4, essa tem MA mais bruto que a pseudo bainita superior. Além disso, distinto da bainita, há ferrita granular 5.

Além disso, o fato de que a estrutura metalúrgica da chapa de aço da presente invenção ser bainita ou uma estrutura mista de bainita e martensita pode ser confirmado pela resistência à tração na direção transversal da chapa de aço TS_{TPI} [MPa] satisfazendo a fórmula 3 a seguir. Isto significa que a TS_{TPI} [MPa], descoberta a partir do teor de C por $6200 \times C + 766$, é 85% ou mais da resistência no caso onde a estrutura metalúrgica é completamente martensita.

$$TS_{TPI} \geq 0,85 (6200 \times C + 766) \quad (\text{fórmula 3})$$

A seguir será explicado o método de produção.

Para produzir chapa de aço tendo uma microestrutura compreendida de bainita fina e martensita, é necessário que não apenas os elementos químicos do aço, mas também as condições de produção sejam tornadas faixas adequadas. Inicialmente a placa obtida pelo lingotamento é laminada em bruto na região de temperatura de recristalização, e então é laminada na região de não-cristalização até uma chapa de aço tendo grãos recristalizados para obter grãos de austenita aplanados na direção da espessura da chapa. A laminação na região de não-cristalização da presente invenção significa a laminação a quente executada na região de temperatura de não-cristalização e na região de temperatura d austenita, isto é, a faixa de

temperatura com um limite superior menor que a temperatura de recristalização e um limite inferior de pelo menos a temperatura onde começa a transformação da ferrita no momento do resfriamento. Após o fim da laminação na região de não-recristalização, a chapa de aço é resfriada a uma taxa de resfriamento adequada, isto é, uma taxa de resfriamento onde uma bainita granular bruta é formada a um limite inferior e uma taxa de resfriamento onde bainita e martensita são formadas como um limite superior. Note que se a taxa de resfriamento for lenta, a estrutura metalúrgica se torna pseudo bainita superior. Juntamente com o aumento na taxa de resfriamento, a bainita inferior aumenta. Se a taxa de resfriamento aumenta, a martensita aumenta.

No momento da laminação a quente, a placa produzida pelo lingotamento contínuo ou pela produção de blocos é aquecida até 1000 a 1250°C. Se a temperatura de aquecimento for menor que 1000°C, uma solução sólida suficiente dos elementos adicionados e a uniformidade dos grãos da estrutura lingotada não podem ser alcançados. Por outro lado, se a temperatura de aquecimento for maior que 1250°C, os grãos de cristal tornam-se mais brutos.

Quando se lamina em bruto a placa aquecida, a faixa de temperaturas é feita a região de temperatura de recristalização desde abaixo da temperatura de aquecimento até 900°C. A taxa de redução na laminação em bruto pode ser adequadamente determinada a partir da espessura de chapa da placa e a espessura de chapa do produto, mas é preferível fazer a temperatura menor que a temperatura de laminação da laminação em bruto, aumentar a taxa de redução, e tornar o tamanho dos grãos de cristal tão finos quanto possível antes da laminação na região de não-recristalização.

Após a laminação em bruto, na região de temperatura de não cristalização abaixo de 900°C e na região de temperatura de austenita acima de 700°C, a laminação na região de não-recristalização é executada com uma taxa de redução cumulativa de 75% ou mais. O aço da presente invenção tem grandes quantidades de Nb e outras ligas, então 900°C ou menos é a região de temperatura de não-recristalização. Além disso, a temperatura final de laminação na região de recristalização tem que ser feita a região de

temperatura de austenita de 700°C ou mais. Fazendo-se a taxa de redução cumulativa nessa faixa de temperaturas ser 75% ou mais, os grãos de cristal se tornam planos e finos e a resistência e tenacidade são melhoradas. Note que a taxa de redução cumulativa é o valor da diferença entre a espessura da chapa de aço antes da laminação na região de não-recristalização e a espessura da chapa após a final da laminação dividido pela espessura da chapa antes da laminação na região de não-recristalização expressa em porcentagem.

Após o final da laminação na região de não-recristalização, a chapa de aço é resfriada da região de temperatura austenita de mais de 700°C a uma taxa de resfriamento do centro da espessura da chapa de aço de 1 a 30°C/s até 500°C ou menos. Isto é porque se a taxa de resfriamento for menor que 1°C/s, a bainita granular é formada no centro da espessura da chapa de aço e a resistência e a tenacidade caem. Por outro lado, se a taxa de resfriamento do centro da espessura da chapa exceder 30°C/s, a martensita aumenta, a resistência eleva-se, e a capacidade de conformação no momento da produção de tubos e a tenacidade a baixa temperatura são prejudicados. Se a taxa de resfriamento do centro da espessura da chapa estiver na faixa de 1 a 30°C/s, a camada de superfície e a centro da espessura da chapa tornam-se uma estrutura metalúrgica compreendida de um ou ambos entre bainita e martensita e a tenacidade a baixa temperatura é melhorada.

Isto será explicado em maiores detalhes. Se a taxa de resfriamento do centro da espessura da chapa for de 1 a 10°C/s, o caso da presente invenção tem baixo C, então a formação de carbonetos é suprimida. O resultado não se torna bainita superior que, em geral, é dita ser pobre em tenacidade a baixa temperatura, mas a pseudo bainita superior onde o MA formado entre as lâminas é principalmente austenita residual. Devido ao aumento na taxa de resfriamento, as quantidades de bainita inferior e martensita aumentam. Se a taxa de resfriamento do centro da espessura da chapa tornar-se maior que 10°C/s, a espessura do centro da chapa torna-se bainita de uma estrutura mista de pseudo bainita superior e bainita inferior e

inclui também martensita. Além disso, quando a taxa de resfriamento do centro da espessura da chapa torna-se 20°C/s ou mais, mesmo no centro da espessura da chapa, as quantidades de bainita inferior e martensita aumentam e toda a superfície da chapa de aço algumas vezes se torna uma estrutura metalúrgica compreendida de bainita inferior e martensita.

O limite inferior da faixa de temperaturas para controlar a taxa de resfriamento, isto é, a temperatura para parar o resfriamento acelerado, foi feita 500°C ou menos para se obter uma microestrutura compreendida de bainita fina e martensita. Devido a isso, é possível evitar a transformação de austenita para bainita granular e obter uma estrutura metalúrgica compreendida de um ou ambos entre bainita e martensita. Do ponto de vista de resistência e tenacidade, a faixa preferível da temperatura para parar o resfriamento acelerado é de 300 a 450°C .

A taxa de resfriamento do centro da espessura da chapa quando se resfria a chapa de aço deve ser descoberta medindo-se as temperaturas da superfície da chapa de aço antes e depois do resfriamento por um termômetro de radiação, etc., descobrindo a temperatura do centro da espessura da chapa pelo cálculo da condução de calor, e dividindo-se a temperatura antes e após o resfriamento pelo tempo de resfriamento. Além disso, se se mudar previamente a espessura da chapa e as condições de resfriamento, por exemplo, as condições de resfriamento a água, e descobrir a mudança no tempo da temperatura do centro da espessura da chapa de aço por um par termelétrico, é possível controlar a taxa de resfriamento pelas condições de resfriamento. Note que para calibrar o termômetro de radiação e descobrir os parâmetros para cálculo da condução de calor, é preferível medir-se a temperatura na superfície da chapa de aço e no centro da espessura da chapa por um par termelétrico enquanto se resfria a chapa sob várias condições simulando a operação real e medindo-se a mudança na temperatura juntamente com o tempo.

Após o término da laminação na região de não-recristalização, é preferível iniciar imediatamente o resfriamento, mas algumas vezes a temperatura cai durante o transporte até o equipamento de resfriamento. Portanto,

quando termina a laminação na região de não-recristalização a 700°C, a temperatura de início do resfriamento algumas vezes se torna 700°C ou menos, mas não há problema de se fazer o tempo desde o final da laminação na região de não-recristalização até o início do resfriamento dentro de um período de 60 segundos, preferivelmente dentro de um período de 30 segundos.

A chapa de aço assim obtida é conformada em um tubo de forma que a direção de laminação e a direção longitudinal do tubo de aço sejam compatíveis e as peças com costura sejam conectadas para obter o tubo de aço. Na presente invenção, é necessário conectar as partes com costura, e então expandir o tubo para aumentar a verdadeira redondeza do tubo de aço.

O tubo de linha da presente invenção tem geralmente um diâmetro de 450 a 1500 mm e uma espessura de parede de 10 a 40 mm ou similar. Para produzir eficientemente tal tamanho de tubo, a chapa de aço é conformada em forma de U e então em forma de O para a produção do tubo pelo processo UO. Além disso, a soldagem a partir das superfícies interna e externa executadas após a conformação, e então a soldagem descontínua das partes com costura é preferivelmente por soldagem submersa do ponto de vista da produtividade.

Quando se expande o tubo de aço, é necessário fazê-lo deformar até a região plástica para melhorar a redondeza. No caso de tubo de aço para tubulação de alta resistência da presente invenção, a taxa de expansão do tubo é preferivelmente feita 0,7% ou mais. A taxa de expansão do tubo [%] é definida pela fórmula 4 a seguir:

$$\text{Taxa de expansão do tubo} = ((\text{circunferência após a expansão do tubo} / \text{circunferência antes da expansão do tubo}) / \text{circunferência antes da expansão do tubo}) \times 100$$

(fórmula 4)

Se a taxa de expansão do tubo exceder 2%, tanto o material base quanto a zona de soldagem se deterioram grandemente quanto à tenacidade devido à deformação plástica. Portanto, a expansão do tubo é preferi-

velmente feita 0,7 a 2%.

EXEMPLOS

Um aço de cada um dos elementos químicos mostrados na Tabela 1 foi produzido em um conversor de 300 t, e então lingotado continuamente para se obter uma placa de aço. Após isto, ela foi reaquecida até 1100°C, laminada em uma região de recristalização acima de 900°C, e então laminada na região de não-recristalização em uma faixa de temperaturas de 750 a 900°C por uma quantidade cumulativa de redução de 80%. Após o término da laminação na região de não-recristalização a 750°C, o aço foi resfriado aceleradamente por esfriamento a água a partir da temperatura de 700°C ou mais sob as condições mostradas na Tabela 2 para produzir chapas de aço tendo uma espessura de 18 mm. A taxa de resfriamento foi descoberta pela medição da temperatura da superfície da chapa de aço antes e após o início do resfriamento por um termômetro de radiação, descobrindo-se a temperatura da parte central da espessura da chapa de aço pelo cálculo da condução de calor, e dividindo-se a diferença de temperatura pelo tempo de resfriamento.

Essas chapas de aço foram conformadas em tubos pelo processo UO, foram soldadas descontinuamente nas partes com costura, e então foram soldadas por submersão. A soldagem submersa foi executada sob condições de soldagem de três eletrodos a 1,5 m/min e entrada de calor de 2,6 kJ/mm por um passe cada a partir das superfícies interna e externa. Após isto, o tubo foi expandido a uma taxa de expansão de tubo de 1% para produzir um tubo de aço tendo um diâmetro externo de 965 mm.

Foram tiradas amostras da superfície desses tubos de aço, da parte central da espessura da chapa, e da parte central entre a superfície e o centro da espessura da chapa usando-se a seção transversal na direção circunferencial como as superfícies observadas. As estruturas metalúrgicas foram observadas por um microscópio ótico. Note que a superfície observada da amostra para observação da estrutura metalúrgica foi polida mecanicamente, e então causticada com Nital. Como resultado, em cada tubo de aço não foi observada bainita granular. Foi confirmado que toda a superfície

era uma estrutura metalúrgica compreendida de bainita e martensita.

Foram obtidos corpos de prova de tração a partir dessas chapas de aço e tubos de aço e submetidos aos testes de tração com base na API 5L. Corpos de prova de espessura completa foram tirados da chapa de aço e do tubo de aço na direção longitudinal da chapa de aço (direção L) e da direção transversal (direção T) e na direção longitudinal do tubo de aço (direção L). Tiras de espessura completa em forma de arco foram tiradas do tubo de aço na direção circunferencial (direção C) do tubo de aço e aplanadas por pressão para preparar corpos de prova de espessura completa tendo a direção circunferencial como a direção longitudinal. O limite de elasticidade foi avaliado como o limite de elasticidade compensado em 0,2%. Note que parte do corpo de prova de tração da direção L do tubo de aço foi aquecido até 220°C e mantido ali por 10 minutos para tratamento de envelhecimento. O limite de elasticidade do corpo de prova antes do envelhecimento foi subtraído do limite de elasticidade do corpo de prova após o envelhecimento e a diferença foi avaliada como o aumento no limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço ΔYS_{Lpp} [MPa]. Note que um aumento no limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço ΔYS_{Lpp} [MPa] de 100 MPa ou menos foi designado como uma boa faixa.

Além disso, o teste de impacto de Charpy foi executado com base na JIS Z 2242 usando-se um corpo de prova de tamanho total com fenda de 2 mmV a -30°C. O corpo de prova do teste de impacto de Charpy foi fabricado usando-se a direção circunferencial como a direção longitudinal. As propriedades da chapa de aço e do tubo de aço estão mostradas na Tabela 2.

As chapas de aço e os tubos de aço n^{os} 1 a 10 foram produzidos usando-se os aços A a G tendo os elementos químicos no escopo da presente invenção e produzidos pelas condições no escopo da presente invenção, têm resistências na faixa almejada, e têm alta tenacidade a baixa temperatura. Por outro lado, o n^o 11 tem uma quantidade de Mo maior que o escopo da presente invenção, então o aumento no limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço ΔYS_{Lpp} [MPa] devido ao envelhecimento

é grande. O nº 12 tem uma quantidade de C menor que o escopo da presente invenção, então não satisfaz a resistência.

Tabela 1

No	composição de elementos químicos (mass%)															Mo/Mn	valor P	notas	
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	N	B	Mo	Ni	Cu	Cr	Nb	V				Ca, REM, Mg
A	0.043	0.11	1.96	0.008	0.0008	0.012	0.014	0.0032	0.0009	0.12	0.49	0.29	0.51	0.028			0.06	3.12	exemplo da invenção
B	0.051	0.08	1.94	0.011	0.0009	0.014	0.017	0.0043	0.0011	0.03	0.54	0.32	0.43	0.015	0.032		0.02	2.90	
C	0.038	0.17	2.25	0.007	0.0014	0.015	0.025	0.0028	0.0013	0.09	0.81			0.006	0.061	Ca 0.003	0.04	2.97	
D	0.035	0.25	1.74	0.013	0.0017	0.013	0.015	0.0031	0.0014	0.09	0.62	0.4	0.82	0.012		Mg 0.001	0.05	3.23	
E	0.056	0.22	1.92	0.009	0.0015	0.017	0.032	0.0048	0.0008	0.12			0.83		0.046		0.06	3.06	Ex. comp.
F	0.044	0.13	1.83	0.012	0.0006	0.014	0.018	0.0024	0.0009	0.05	0.38	0.51	0.3	0.034		REM 0.008	0.03	2.74	
G	0.048	0.06	1.85	0.008	0.0004	0.016	0.019	0.0025	0.0012	0.13	0.54		0.61	0.017			0.07	2.99	
H	0.045	0.14	1.91	0.013	0.0011	0.018	0.022	0.0034	0.0009	0.38	0.31		0.28	0.031			0.20	3.21	
I	0.026	0.15	2.13	0.009	0.0009	0.017	0.033	0.0041	0.0013	0.08	0.45		0.35	0.027			0.04	2.90	

Tabela 2

No.	aço nº.	condições de produção da chapa de aço		propriedades da chapa de aço		propriedades do tubo de aço				resistência à tensão de envelhecimento		notas
		taxa de resfriamento	temperatura de parada do resfriamento a água	resistência à tração	resistência à tração	resistência à tração	Resistência Yield	absorção de energia Charpy	$\Delta Y_{S_{LPP}}$	L direction		
°C/s	°C	T direção	C Direção	MPa	MPa	J	MPa					
1	A	15	340	962	988	856	283	55	exemplo da invenção.			
2	A	8	330	944	969	825	272	48				
3	B	10	410	975	997	882	273	45				
4	B	5	300	938	960	817	269	39				
5	C	30	280	981	1003	868	301	46				
6	C	15	260	970	992	854	295	47				
7	D	20	350	956	976	883	317	49				
7	E	8	330	962	994	854	262	44				
9	F	20	320	933	957	837	294	48				
10	G	8	380	926	959	818	298	59				
11	H	10	360	988	1012	882	276	112				
12	I	30	330	862	888	775	299	35		Ex. comp.		

REIVINDICAÇÕES

1. Tubo de aço de alta resistência para tubulação superiores em resistência à tensão de envelhecimento caracterizado pelo fato de que o material base tem uma composição de elementos químicos contendo, em % em massa,
- 5 C: mais de 0,03 a 0,07%,
Si: 0,6% ou menos,
Mn: 1,7 a 2,5%,
P: 0,015% ou menos,
10 S: 0,003% ou menos,
Al: 0,1% ou menos,
Mo: mais de 0% a menos de 0,15%,
Ti: 0,005 a 0,03%,
N: 0,001 a 0,006%, e
15 B: 0,0006 a 0,0025%,
contendo também um ou mais elementos entre
Ni: 1,5% ou menos,
Cu: 1,0% ou menos, e
Cr: 1,0% ou menos,
- 20 tendo um saldo de ferro e as inevitáveis impurezas, satisfazendo
Mo/Mn: mais de 0 a 0,08
tendo um valor de P expresso pela fórmula 1 a seguir na faixa de 2,5 a 4,0,
tendo uma estrutura metalúrgica compreendida de bainita e martensita, e
tendo uma resistência à tração na direção circunferencial $TS_{C_{pp}}$ [MPa] de
25 900 a 1100 MPa:
Valor de $P = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni+Cu) + 2Mo$ (fórmula 1)
onde C, Si, Mn, Cr, Ni, Cu e Mo são os teores dos respectivos elementos [% em massa].
2. Tubo de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentado na reivindicação 1, caracterizado pelo fato de que o material tem uma composição de elementos químicos contendo, em % em massa, um ou mais elemen
- 30

tos entre:

Nb: 0,1% ou menos,

V: 0,1% ou menos,

Ca: 0,01% ou menos,

5 REM: 0,02% ou menos, e

Mg: 0,006% ou menos

3. Tubo de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentado na reivindicação 1, caracterizado pelo fato de que o material base tem teores de
10 Ti e N satisfazendo:

$$Ti - 3,4 N > 0$$

4. Chapa de aço para um material para tubo de aço de alta resistência superior em resistência à tensão de envelhecimento, contendo, em % em massa,

15 C: mais de 0,03 a 0,07%,

Si: 0,6% ou menos,

Mn: 1,7 a 2,5%,

P: 0,015% ou menos,

S: 0,003% ou menos,

20 Al: 0,1% ou menos,

Mo: mais de 0% a menos de 0,15%,

Ti: 0,005 a 0,03%,

N: 0,001 a 0,006%, e

B: 0,0006 a 0,0025%,

25 também contendo um ou mais entre:

Ni: 1,5% ou menos,

Cu: 1,0% ou menos,

Cr: 1,0% ou menos tendo um saldo de ferro e as inevitáveis impurezas,

30 Mo/Mn: mais de 0 a 0,08%

tendo um valor P expresso pela fórmula 1 a seguir na faixa de 2,5 a 4,0, tendo uma estrutura metalúrgica compreendida de bainita e mar-

tensita, e tendo uma resistência à tração na direção circunferencial $T_{S_{C_{pp}}}$ [MPa] de 880 a 1080 Mpa:

Valor $P = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni+Cu) + 2Mo$ (fórmula 1) onde C, Si, Mn, Cr, Ni, Cu e Mo são os teores dos respectivos elementos [% em massa].

5. Chapa de aço para um material para tubos de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentada na reivindicação 4, a mencionada chapa de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentada na reivindicação 4 caracterizada por conter, em % em massa, um ou mais entre:

Nb: 0,1% ou menos,

V: 0,1% ou menos,

Ca: 0,01% ou menos,

REM: 0,02% ou menos, e

Mg: 0,006% ou menos,

6. Chapa de aço para um material para tubos de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentada na reivindicação 4, a mencionada chapa de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento caracterizada pelo fato de que os teores de Ti e N satisfazem

$Ti - 3,4N > 0$.

7. Método de produção de chapa de aço de alta resistência para tubos de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento conforme apresentada em qualquer uma das reivindicações 4 a 6, o mencionado método de produção de chapa de aço de alta resistência para tubos de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento caracterizado pelo aquecimento de uma placa obtida pela fusão e lingotamento de um aço compreendido de elementos químicos conforme apresentado em qualquer uma das reivindicações 6 a 9 até 1000 a 1250°C, e então laminando-se em

bruto em uma região de temperatura de recristalização de mais de 900°C, e então laminando em uma região de não-cristalização a 700 a 900°C com uma quantidade de redução cumulativa de 75% ou mais, e então resfriando-se aceleradamente a uma taxa de resfriamento na parte central da espessura da chapa de 1 a 30°C/s até uma temperatura de 500°C ou menos.

5 8. Método de produção de chapa de aço de alta resistência para tubulações superiores em resistência à tensão de envelhecimento, caracterizado pela conformação da chapa de aço para tubulação de alta resistência produzida pelo método conforme apresentado na reivindicação 7 em
10 um tubo de forma que a direção de laminação da chapa de aço e a direção longitudinal do tubo de aço sejam compatíveis, soldando as partes com costura e então expandido o tubo.

 9. Método de produção de chapa de aço de alta resistência para tubos de aço superiores em resistência à tensão de envelhecimento
15 conforme apresentado na reivindicação 8, caracterizado pela conformação do tubo por um processo UO e pela soldagem das partes com costura a partir das superfícies interna e externa por soldagem a arco submerso.

 10. Método de produção de chapa de aço de alta resistência para tubulação superior em resistência à tensão de envelhecimento
20 conforme apresentado nas reivindicações 8 ou 9, caracterizado pelo fato de que a taxa de expansão do tubo é de 0,7 a 2%.

Fig.1

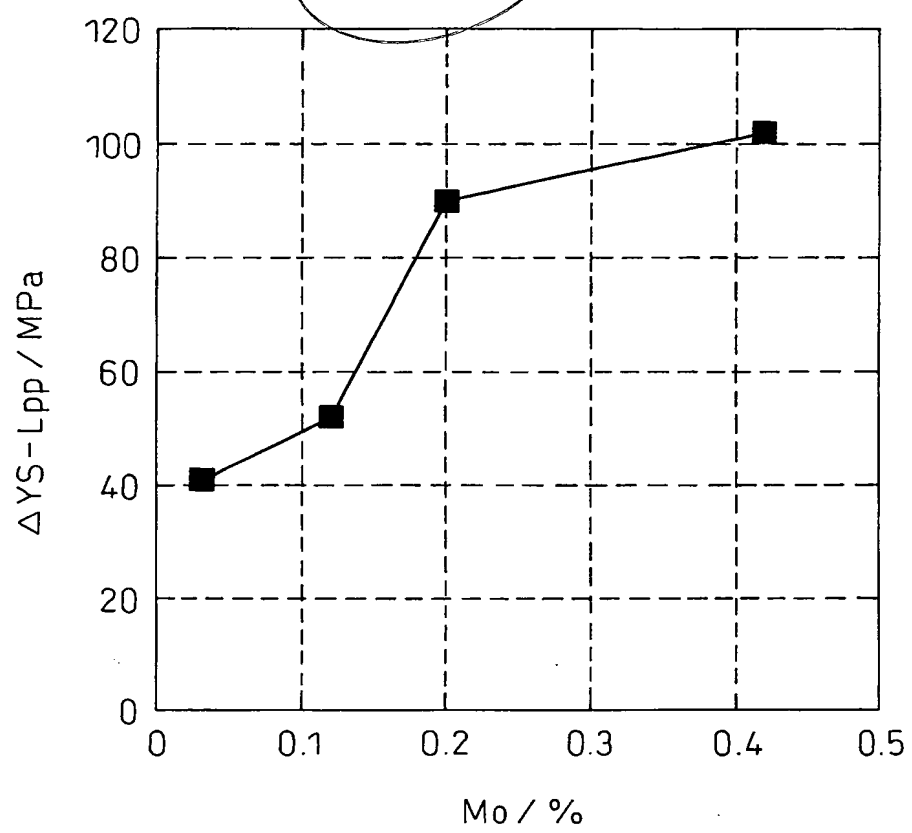


Fig.2

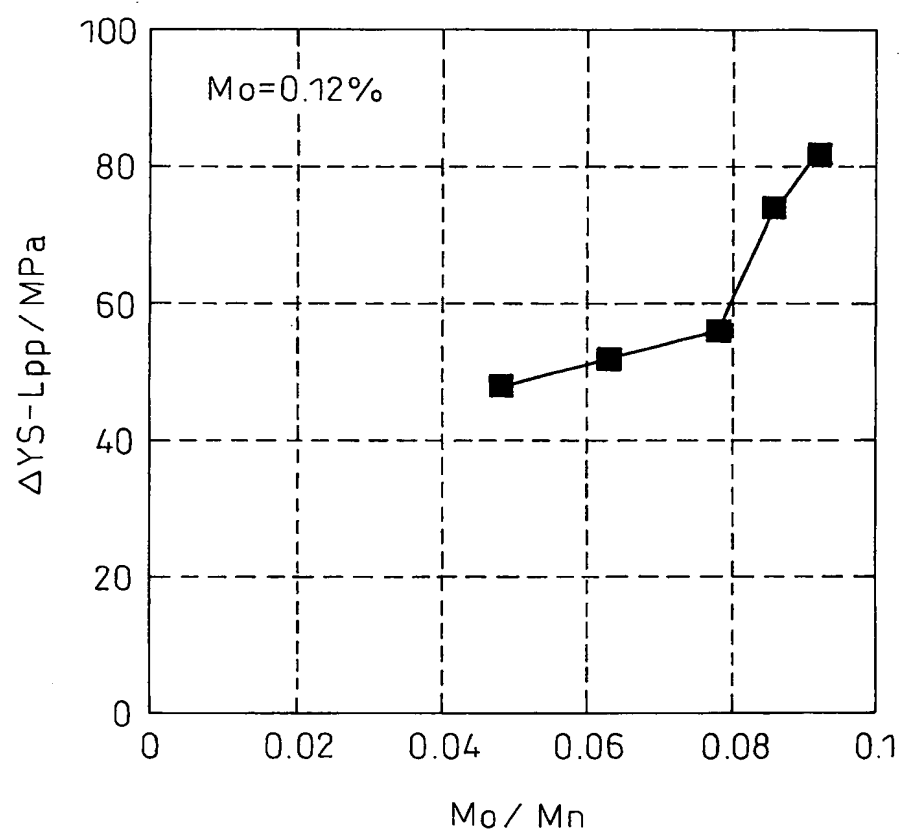


Fig.3

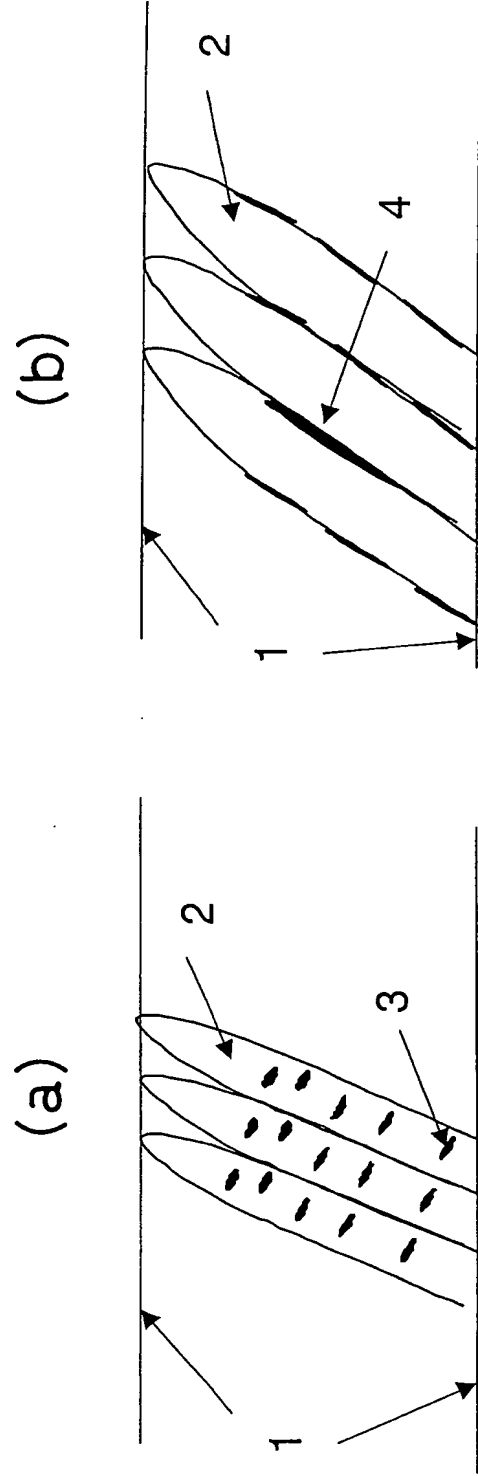
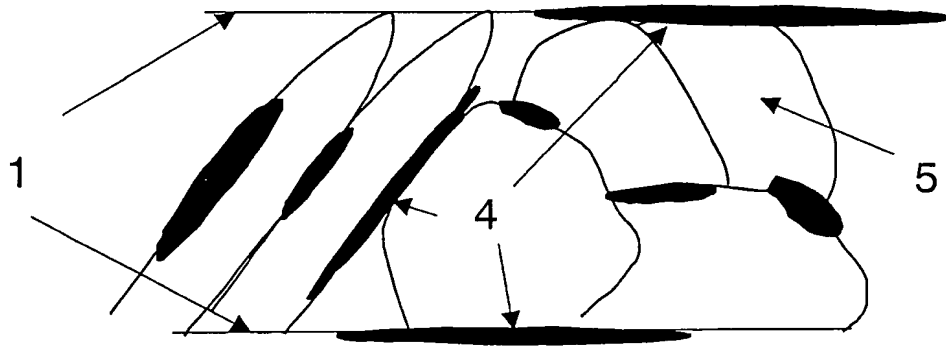


Fig.4



RESUMO

Patente de Invenção: "TUBO DE AÇO PARA TUBULAÇÃO DE ALTA RESISTÊNCIA SUPERIOR EM RESISTÊNCIA AO ENVELHECIMENTO APÓS ENCRUAMENTO E CHAPA DE AÇO PARA TUBULAÇÃO DE ALTA RESISTÊNCIA E MÉTODOS DE PRODUÇÃO DA MESMA".

A presente invenção refere-se a chapas de aço para a tubulação de alta resistência suprimindo o aumento no limite de elasticidade na direção longitudinal do tubo de aço expandido devido ao aquecimento no momento do revestimento para evitar a corrosão e superior em resistência à tensão de envelhecimento e tubo de aço para o material para o mesmo, isto é, tubo de aço de alta resistência para tubulação superior em resistência à tensão de envelhecimento caracterizado pelo fato de que o material base tendo uma composição de elementos químicos contendo, em % em massa, Mo: acima de 0% a menos de 0,15% e Mn: 1,7 a 2,5%, satisfazendo Mo/Mn: acima de 0 a 0,08, contendo C, Si, P, S, Al, Ti, N e B, também contendo um ou mais entre Ni, Cu e Cr, tendo um saldo de ferro e as inevitáveis impurezas, tendo um valor P na faixa de 2,5 a 4,0, e tendo uma estrutura metalúrgica compreendida de bainita e martensita.

$$\text{Valor } P = 2,7C + 0,4Si + Mn + 0,8Cr + 0,45(Ni+Cu) + 2Mo.$$

Além disso, ele pode conter um ou mais entre Nb, V, Ca, REM e Mg.