



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

**(11) PI 0415653-6 B1**

**(22) Data do Depósito:** 18/10/2004

**(45) Data de Concessão:** 11/04/2017



---

**(54) Título:** ARTIGOS TUBULARES PARA PETRÓLEO SEM COSTURA EXPANSÍVEIS DO TIPO OCTG E MÉTODO DE FABRICAÇÃO DOS MESMOS

**(51) Int.Cl.:** C22C 38/00; C21D 8/10; C21D 9/08

**(30) Prioridade Unionista:** 20/10/2003 JP 2003-359009

**(73) Titular(es):** JFE STEEL CORPORATION

**(72) Inventor(es):** YOSHIO YAMAZAKI; YUKIO MIYATA; MITSUO KIMURA; KEI SAKATA; MASAHIRO TANAKA

Relatório Descritivo da Patente de Invenção para **"ARTIGOS TUBULARES PARA PETRÓLEO SEM COSTURA EXPANSÍVEIS DO TIPO OCTG E MÉTODO DE FABRICAÇÃO DOS MESMOS"**.

Campo Técnico

[001] A presente invenção refere-se aos artigos tubulares para petróleo sem costura expansíveis do tipo OCTG usados em poços de petróleo ou poços de gás (doravante coletivamente referidos como "poços de petróleo") e métodos de fabricação dos mesmos. A presente invenção refere-se aos artigos tubulares para petróleo sem costura expansíveis do tipo OCTG, que podem ser expandidos em um poço e podem ser usados como um alojamento ou uma tubulação sem qualquer tratamento adicional. Especificamente, a presente invenção refere-se aos artigos tubulares para petróleo sem costura expansíveis do tipo OCTG, possuindo uma resistência à tensão de 600 MPa ou mais e uma razão de escoamento de 85% ou menos e um método de fabricação dos mesmos. Os tubos de aço usados nos poços de petróleo são denominados "OCTG" (oil country tubular goods).

Antecedentes da Técnica

[002] Recentemente, devido ao requisito de redução de custos para perfuração de poços de petróleo, foram desenvolvidos métodos de construção, nos quais a expansão do tubo é realizada em um poço usando um processo de expansão (por exemplo, vide documentos de Patente 1 e 2). Doravante, esse método de construção será denominado um sistema tubular expansível sólido. De acordo com esse sistema tubular expansível sólido, um alojamento é expandido radialmente em um poço. Em comparação a um método de construção convencional, quando o mesmo raio de poço precisar ser garantido, cada um dos diâmetros das seções individuais que formam um alojamento possuindo uma estrutura de múltiplos estágios pode ser diminuído. Além

disso, uma vez que o tamanho de um alojamento para uma camada externa de uma porção superior do poço pode ser diminuído, o custo para perfuração de um poço pode ser reduzido.

[003] No sistema tubular expansível sólido descrito acima, uma vez que é exposto ao ambiente de petróleo ou gás imediatamente após um processo de expansão ser realizado, os tubos de aço assim formados não são processados por tratamento térmico após o processo descrito acima, e conseqüentemente é necessário que os tubos de aço sejam resistentes à corrosão quando expandidos a frio. A fim de satisfazer o requisito descrito acima, o Documento de Patente 3 revela artigos tubulares para petróleo expansíveis do tipo OCTG possuindo resistência à corrosão superior após um processo de expansão. O Documento de Patente 3 revela os artigos tubulares para petróleo expansíveis do tipo OCTG compreendendo 0,10 a 0,45% de C, 0,1 a 1,5% de Si, 0,10 a 3,0% de Mn, 0,03% ou menos de P, 0,01% ou menos de S, 0,05% ou menos de sol. Al, e 0,10% ou menos de N estão contidos em uma base de porcentagem em peso, o restante sendo composto de Fe e impurezas. O Documento de Patente 3 revela um tubo de aço, no qual a resistência (tensão de escoamento YS (MPa)) antes do processo de expansão e do diâmetro de grão do cristal ( $d$  ( $\mu\text{m}$ )) satisfaz uma equação representada por  $\ln(d) \leq -0,0067YS + 8,09$ . Além disso, foi também revelado que, no mesmo tubo de aço descrito acima, (A) pelo menos um de 0,2 a 1,5% de Cr, 0,1% a 0,8% de Mo e 0,005% a 0,2% de V em uma base de porcentagem em peso, (B) pelo menos um de 0,005% a 0,05% de Ti e 0,005% a 0,03% de Nb em uma base de porcentagem em massa, e (C) pelo menos um de 0,001% a 0,005% de Ca estão contidos ao invés de uma parte de Fe.

[004] Além disso, o Documento de Patente 4 revelou que, a fim de prevenir a diminuição na resistência a ruptura causada pelo aumento na razão de desvio de espessura de parede pela expansão do tubo,

a razão de desvio de espessura da parede EO (%) antes da expansão do tubo é controlada para ser de  $30/(1+0,018 \alpha)$  ou menos (onde  $\alpha$  (razão de expansão) = (diâmetro interno após expansão do tubo/diâmetro interno antes da expansão do tubo - 1)x 100), e que, além disso, a fim de prevenir que um tubo de aço seja curvado, o que é causado por conversão da diferença na quantidade de expansão na direção circunferencial para a diferença na quantidade de concentração na direção longitudinal, a razão de desvio de espessura da parede excêntrica (desvio primário da espessura de parede) (%) (= { espessura máxima da parede de um componente de desvio excêntrico de espessura de parede - espessura mínima da parede da mesma)/espessura de parede média } x 100) é controlada para ser de 10% ou menos.

[005] De acordo com os Documentos de Patente 3 e 4, um método de fabricação preferido foi revelado onde a extinção e têmpera são realizadas para tubos de aço soldados de resistência elétrica ou tubos de aço sem costura obtidos após formação do tubo ou onde a extinção é realizada repetidamente para o mesmo pelo menos duas vezes, seguido por têmpera e um exemplo foi revelado, no qual um processo de expansão é realizado dentro da razão de expansão de 30% ou menos.

[006] Documento de Patente 1: Publicação de Patente Traduzida do Japonês PCT número 7-507610.

[007] Documento de Patente 2: Publicação de Pedido de Patente Internacional Número WO98/00626.

[008] Documento de Patente 3: Publicação de Pedido de Patente Japonês Não-examinado Número 2002-266055.

[009] Documento de Patente 4: Publicação de Pedido de Patente Japonês Não-examinado número 2002-349177.

#### Revelação da Invenção

[0010] Contudo, devido ao requisito adicional de redução de custos, tubos de aço baratos têm sido desejados os quais possam supor-

tar um processo de expansão realizado em uma razão de expansão alta, tal como, mais de 30%. Quando um tubo de aço pode ser expandido em um poço, a uma razão de expansão maior que um valor convencional de 30%, o tamanho do alojamento pode ser adicionalmente diminuído e, conseqüentemente os custos de perfuração podem ser adicionalmente diminuídos. A fim de satisfazer o requisito descrito acima, um objetivo da presente invenção é prover artigos tubulares para petróleo sem costura expansíveis do tipo OCTG, que tenham uma excelente capacidade de expansão de tubo, capaz de suportar um processo de expansão em uma razão de expansão superior a 30% embora possuindo uma alta resistência, tal como uma resistência à tração (TS) de 600 MPa ou mais e um método de fabricação do mesmo. Além disso, diferente do caso revelado nos boletins de publicação de patente não examinados 3 e 4, sem receber tratamento de extinção e têmpera (Q/T), os artigos tubulares para petróleo sem costura expansíveis do tipo OCTG descritos acima estão em um estado não laminado ou são processados por tratamento de aquecimento do tipo refinamento não térmico (tratamento de normalização (recozimento) ou tratamento térmico de fase dupla) que é um tratamento térmico mais barato.

[0011] A propriedade de expansão de tubo descrita acima deve ser avaliada por um limite de razão de expansão, no qual a expansão pode ser realizada sem causar qualquer deformação não uniforme do tubo quando o mesmo é expandido e, na presente invenção, especificamente, uma razão de expansão na qual a razão de desvio de espessura da parede, após expansão, não é superior à razão de desvio de espessura da parede antes da expansão + 5% ser usada.

[0012] Razão de expansão (%) =  $[(\text{diâmetro interno do tubo após expansão do tubo} - \text{diâmetro interno do tubo antes da expansão do tubo}) / \text{diâmetro interno do tubo antes da expansão do tubo}] \times 100$

[0013] Razão de desvio de expansão da parede = [(espessura máxima da parede do tubo - espessura mínima da parede do tubo)/espessura média da parede do tubo] x 100

[0014] As propriedades principais necessárias para um tubo de aço expansível são que a expansão do tubo pode ser facilmente realizada, isto é, pode ser realizada usando pouca energia e que na expansão do tubo, mesmo em uma razão de expansão alta, um tubo de aço não é provável de ser deformado de forma desigual, de modo que a deformação uniforme é obtida. Para realização de expansão fácil do tubo, um YR baixo (YR: razão de escoamento = tensão de escoamento YS/resistência à tração TS) é preferível, e além disso, para obtenção de deformação uniforme, mesmo em uma razão de expansão alta, um alongamento uniforme alto e um coeficiente de endurecimento por trabalho a frio são preferidos.

[0015] A fim de obter as propriedades descritas acima, os inventores da presente invenção verificaram que uma microestrutura preferível de um tubo de aço contém substancialmente ferrita (fração em volume de 5% ou mais) + uma fase de transformação em temperatura baixa (bainita, martensita, ferrita bainítica, ou uma mistura contendo pelo menos duas dessas) e conseqüentemente, várias pesquisas foram realizadas para obter a microestrutura descrita acima.

[0016] Primeiro, o teor de C foi controlado para ser inferior a 0,1% para suprimir a formação de perlita e para aumento da rigidez, Nb foi adicionalmente acrescentado, sendo um elemento possuindo um efeito de retardar a transformação e subseqüentemente, o conteúdo de Mn formando uma microestrutura contendo ferrita e uma fase de transformação de temperatura baixa foi examinada. Nesse caso, a formação da microestrutura predeterminada por resfriamento de um tubo de uma região  $\gamma$  foi definida como a condição essencial, e por uso de um tubo de aço possuindo um diâmetro externo de 10,16 cm a 24,44 cm e uma

espessura de parede de 5 a 12 mm, que foi correntemente considerada como sendo aplicada a um tubo de aço expansível, como o tubo padrão, sendo pretendida a obtenção de uma microestrutura predefinida por uma razão de resfriamento que é geralmente aplicada ao tamanho do tubo de aço descrito acima. Embora dependendo das circunstâncias do resfriamento, a razão de resfriamento média é de aproximadamente 0,2 a 2°C/segundo na faixa de cerca de 700 a 400°C.

[0017] Como resultado, foi verificado que quando o teor de Mn for de 2% a 4%, a ferrita é formada e uma fase de transformação de temperatura baixa é formada sem formação de perlita. Além disso, foi verificado que uma quantidade predeterminada de Mo ou Cr, que é também um elemento possuindo um efeito de retardo de transformação, é adicionado ao invés de Nb, o mesmo efeito conforme descrito acima é obtido.

[0018] Através de pesquisas intensivas adicionais, realizadas pelos inventores da presente invenção, foi revelado que, quando o teor de Mn for controlado para ser de 0,5% ou mais e um elemento de ligação for adicionado, de modo que a equação (1) ou (3) se mantenha, a formação da perlita será suprimida. Além disso, foi também revelado que, uma vez que a microestrutura da ferrita não é mais formada quando uma grande quantidade de elemento de ligação é adicionada, a adição do mesmo deve ser realizada de modo a satisfazer a equação (2) ou (4) para formação de uma microestrutura de ferrita. Isto é, satisfazendo-se ambas as equações, uma microestrutura contendo ferrita e uma fase de transformação de temperatura baixa podem ser formadas, e conseqüentemente, um tubo de aço possuindo uma razão de expansão alta e um YR baixo pode ser obtido.

$$\text{Mn} + 0,9 \times \text{Cr} + 2,6 \times \text{Mo} \geq 2,0 \dots (1)$$

$$4 \times \text{C} - 0,3 \times \text{Si} + \text{Mn} + 1,3 \times \text{Cr} + 1,5 \times \text{Mo} \leq 4,5 \dots (2)$$

$$\text{Mn} + 0,9 \times \text{Cr} + 2,6 \times \text{Mo} + 0,3 \times \text{Ni} + 0,3 \times \text{Cu} \geq 2,0 \dots (3)$$

$$4 \times \text{C} - 0,3 \times \text{Si} + \text{Mn} + 1,3 \times \text{Cr} + 1,5 \times \text{Mo} + 0,3 \times \text{Ni} + 0,6 \text{Cu} \leq 4,5 \dots (4)$$

[0019] Nas equações acima, o símbolo do elemento representa o teor (porcentagem em massa) do elemento contido no aço.

[0020] A partir do aço desenvolvido com base nessas verificações, uma microestrutura predeterminada contendo ferrita e fase de transformação de baixa temperatura pode ser obtida por resfriamento por ar realizado da região  $\gamma$ , e além disso, foi também verificado que, quando esse aço é mantido em uma região de fase dupla ( $\alpha/\gamma$ ), seguido por resfriamento por ar, o YR pode ser adicionalmente diminuído.

[0021] A razão da propriedade de expansão do tubo ser aperfeiçoada pela formação de uma microestrutura de fase dupla não foi entendida ainda em detalhes, contudo, foi considerado que pela formação de uma microestrutura de fase dupla, o coeficiente de endurecimento por trabalho a frio é aumentado, uma porção da parede fina primeiro tem uma resistência de deformação equivalente ou superior àquela de uma porção de parede grossa em um processo de expansão, a deformação da porção de parede grossa sendo subsequentemente promovida, e como resultado, um coeficiente de trabalho pode se tornar uniforme. Por outro lado, foi considerado que, em um aço de fase simples, tal como um material Q/T, possuindo um YR alto e um coeficiente de endurecimento por trabalho a frio baixo, a deformação de uma porção de parede fina preferivelmente ocorre conforme um processo de expansão é realizado, e conseqüentemente, a deformação alcança o limite da razão de expansão em um estágio anterior.

[0022] A presente invenção foi realizada com base nas verificações acima. Isto é, foi verificado que quando o tratamento Q/T que é considerado como um processo preferido nas técnicas convencionais não é intencionalmente usado e aço contendo um componente de liga (incluindo equação) descrito nas reivindicações é usado, em um esta-

do laminado ou que é processado por um tratamento por aquecimento do tipo refinamento não térmico, o aço pode ser basicamente expandido, embora possuindo uma alta resistência e uma razão de expansão alta pode ser obtida; conseqüentemente, a presente invenção foi finalmente concebida. Também é considerado que as propriedades descritas acima podem ser obtidas uma vez que a microestrutura assim obtida contém ferrita e uma fase de transformação de baixa temperatura.

[0023] Isto é, a presente invenção provê artigos tubulares para petróleo sem costura expansíveis do tipo OCTG nos quais 0,010% a menos que 0,10% de C, 0,05% a 1% de Si, 0,5% a 4% de Mn, 0,03% ou menos de P, 0,015% ou menos de S, 0,01% a 0,06% de Al, 0,007% ou menos de N e 0,005% ou menos de O estão contidos; pelo menos um de Nb, Mo e Cr está contido na faixa de 0,01% a 0,2% de Nb, 0,05% a 0,5% de Mo e 0,05% a 1,5% de Cr, de modo que as equações que se seguem (1) e (2) são satisfeitas; e Fe e impurezas não-evitáveis estão contidas como o restante.

Observação:

$$\text{Mn} + 0,9 \times \text{Cr} + 2,6 \times \text{Mo} \geq 2,0 \dots (1)$$

$$4 \times \text{C} - 0,3 \times \text{Si} + \text{Mn} + 1,3 \times \text{Cr} + 1,5 \times \text{Mo} \leq 4,5 \dots (2)$$

[0024] Nas equações acima, o símbolo do elemento representa o teor (porcentagem em massa) do elemento contido no aço.

[0025] Na presente invenção, ao invés de uma parte do Fe mencionado acima, pelo menos um de 0,05% a 1% de Ni, 0,05% a 1% de Cu, 0,005% a 0,2% de V, 0,005% a 0,2% de Ti, 0,0005% a 0,0035% de B e 0,001% a 0,005% de Ca podem estar contidos.

[0026] Além disso, na presente invenção, ao invés das equações (1) e (2), as equações que se seguem (3) e (4) podem ser satisfeitas.

Observação:

$$\text{Mn} + 0,9 \times \text{Cr} + 2,6 \times \text{Mo} + 0,3 \times \text{Ni} + 0,3 \times \text{Cu} \geq 2,0 \dots (3)$$

$$4 \times C - 0,3 \times Si + Mn + 1,3 \times Cr + 1,5 \times Mo + 0,3 \times Ni + 0,6 \times Cu \leq 4,5 \dots (4)$$

[0027] Nas equações acima, o símbolo do elemento representa o conteúdo (percentual de massa) do elemento contido no aço.

[0028] Além disso, na presente invenção, a microestrutura de um tubo de aço preferivelmente contém ferrita em uma fração de volume de 5% a 70% e o restante substancialmente composto de uma fase de transformação em temperatura baixa.

[0029] O termo "substancialmente" implica no fato de que uma terceira fase (além da ferrita e da fase de transformação em baixa temperatura) possuindo uma fração voluta de menos que 5% pode existir. Como a terceira fase, por exemplo, perlita, cementita ou austenita retida podem ser mencionadas.

[0030] Além disso, a presente invenção provê um método para fabricação de artigos tubulares para petróleo sem costura expansíveis do tipo OCTG, compreendendo as etapas de: aquecimento da matéria-prima para um tubo de aço, a matéria-prima contendo, em uma base de porcentagem em massa, 0,010% a menos que 0,10% de C, 0,05% a 1% de Si, 0,5% a 4% de Mn, 0,03% ou menos de P, 0,015% ou menos de S, 0,01 a 0,06% de Al, 0,007% ou menos de N e 0,005% ou menos de O, pelo menos um de 0,01% a 0,2% de Nb, 0,05% a 0,5% de Mo e 0,05% a 1,5% de Cr, caso necessário, pelo menos um de 0,05% a 1% de Ni, 0,05% a 1% de Cu, 0,005% a 0,2% de V, 0,005% a 0,2% de Ti, 0,0005% a 0,0035% de B e 0,001% a 0,005% de Ca, de modo que as equações acima (3) e (4) são satisfeitas e Fe e impurezas inevitáveis como o restante; formando um tubo por um processo de formação de tubo de aço sem costura (processo de formação de tubo sem costura) que é realizado em temperatura de acabamento de laminação de 800°C ou mais; e caso necessário, realizando tratamento de normalização após a formação do tubo ser realizada pelo processo de formação de tubo de aço sem costura.

[0031] Além disso, a presente invenção provê um método para fabricação de artigos tubulares para petróleo sem costura expansíveis do tipo OCTG, compreendendo as etapas de; após aquecimento da matéria-prima para o tubo de aço descrito acima ser fabricado, e a formação do tubo ser realizada por processo de formação de tubo de aço sem costura, mantendo o tubo assim formado em uma região do ponto  $A_1$  para o ponto  $A_3$ , isto é, em uma região de fase dupla ( $\alpha/\gamma$ ), por cinco minutos ou mais como tratamento de aquecimento final e então realizando o resfriamento com ar.

#### Breve Descrição dos Desenhos

[0032] A figura 1 é uma vista em seção transversal longitudinal mostrando a estrutura usada para um teste de expansão de tubo.

[0033] As figuras 2(a), 2(b), 2(c) e 2(d) são cada uma um padrão mostrando um exemplo do tratamento térmico de fase dupla.

[0034] Os números de referência 1, 2 e 3 na figura 1 indicam um tubo de aço, um plugue e uma direção na qual o plugue é retirado, respectivamente.

#### Melhor Modo de Realizar a Invenção

[0035] Primeiramente, serão descritas as razões da composição de aço ser limitada conforme descrito acima. O teor do componente contido na composição é representado pelo percentual em massa e é abreviado como %.

C: 0,010% a menos que 0,10%

[0036] A fim de obter a formação de uma microestrutura de fase dupla contendo ferrita e uma fase de transformação de temperatura baixa por um processo de formação de tubo sem costura genérico, o aço a base de Mn-Nb com alto teor de C ou aço que contém pelo menos um elemento de liga ao invés de alto teor de Mn e um elemento (Cr, Mo) ao invés de Nb deve ser usado, onde o elemento de liga satisfaz a equação (3) e o elemento (Cr, Mo) possui um efeito de retardar

a transformação similar aquele de Nb. Contudo, quando C for 0,10% ou mais, a perlita pode ser formada, e por outro lado, quando C for inferior a 0,010%, a resistência se torna insuficiente; conseqüentemente, o teor de C é ajustado na faixa de 0,010% a menos de 0,10%.

Si: 0,05% a 1%

[0037] Si é adicionado como um agente antioxidante e contribui para o aumento da resistência; contudo, quando o teor for inferior a 0,05%, o efeito não pode ser obtido e por outro lado, quando o teor for superior a 1%, além da degradação séria do trabalho a quente, o YR é aumentado, de modo que a propriedade de expansão do tubo é degradada. Conseqüentemente, o teor de Si é ajustado na faixa de 0,05% a 1%.

Mn: 0,5% a 4%

[0038] Mn é um elemento importante para a formação de uma fase de transformação em temperatura baixa. No caso onde um baixo teor de C e um elemento possuindo um efeito de retardo de transformação (Nb, Cr, Mo) formarem um compósito, quando Mn for um único elemento adicionado ao compósito, Mn em um teor de 2% ou mais, pode ser obtida a formação de uma microestrutura de fase dupla contendo ferrita e uma fase de transformação em baixa temperatura e quando Mn for adicionado em conjunto com outro elemento de liga, de modo que a equação (3) seja satisfeita, Mn em um teor de 0,5% ou mais pode obter a formação descrita acima. Contudo, quando o teor for superior a 4%, a segregação pode ocorrer seriamente, e como resultado, a rigidez e a propriedade de expansão do tubo são degradadas. Conseqüentemente, o teor de Mn é ajustado na faixa de 0,5% a 4%.

P: 0,03% ou menos

[0039] P está contido no aço como uma impureza e é um elemento que pode causar segregação no limite de grão; conseqüentemente, quando o teor for superior a 0,03%, a resistência limite de grão será

seriamente diminuída e como resultado, a rigidez será diminuída. Consequentemente, o teor de P é controlado para ser inferior a 0,03% ou menos e é preferivelmente ajustado para 0,015% ou menos.

S: 0,015% ou menos

[0040] S está contido no aço como uma impureza e está presente, primariamente, como uma inclusão de um sulfeto a base de Mn. Quando o teor for superior a 0,015%, S estará presente como uma inclusão grosseira, grande e estendida, e como resultado, a rigidez e a propriedade de expansão do tubo são seriamente degradadas. Consequentemente, teor de S é controlado para ser de 0,015% ou menos e é preferivelmente ajustado para 0,006% ou menos. Além disso, o controle estrutural da inclusão por Ca é também eficaz.

Al: 0,01% a 0,06%

[0041] Al é usado como um agente desoxidante; contudo, quando o teor for inferior a 0,01%, o efeito será pequeno e quando o teor for superior a 0,06%, além da saturação do efeito, a quantidade da inclusão a base de alumina será aumentada, pelo que, degradando a rigidez e a propriedade de expansão do tubo. Consequentemente, o teor de Al será ajustado na faixa de 0,01% a 0,06%.

N: 0,007% ou menos

[0042] N está contido no aço como uma impureza e forma um nitreto por ligação com um elemento, tal como Al ou Ti. Quando o teor for superior a 0,007%, um nitreto grande e grosseiro será formado, e como resultado, a rigidez e a propriedade de expansão do tubo serão degradadas. Consequentemente, o teor de N é controlado para ser de 0,007% ou menos e é preferivelmente ajustado para 0,005% ou menos.

O: 0,005% ou menos

[0043] O está presente no aço como uma inclusão. Quando o teor for superior a 0,005%, a inclusão tende a estar presente em uma for-

ma coagulada, e como resultado, a rigidez e a propriedade de expansão do tubo serão degradadas. Conseqüentemente, o teor de O é controlado para ser de 0,005% ou menos e é preferivelmente ajustado para 0,003% ou menos.

[0044] Além dos elementos descritos acima, pelo menos um de Nb, Mo e Cr é adicionado na faixa descrita abaixo.

Nb: 0,01% a 0,2%

[0045] Nb é um elemento que suprime a formação de perlita e contribui para a formação de uma fase de transformação em temperatura baixa em um compósito contendo alto teor de C e alto teor de Mn. Além disso, Nb contribui para o aumento na resistência pela formação de um carbonitreto. Contudo, quando o teor for inferior a 0,01%, o efeito não pode ser obtido e por outro lado, quando o teor for superior a 0,2%, além da saturação do efeito descrito acima, a formação de ferrita também é suprimida, de modo que a formação de uma microestrutura de fase dupla contendo ferrita e uma fase de transformação em baixa temperatura são suprimidas. Conseqüentemente, o teor de Nb é ajustado na faixa de 0,01% a 0,2%.

Mo: 0,05% a 0,5%

[0046] Mo forma uma solução sólida e carbeto e possui um efeito de aumentar a resistência a temperatura ambiente e em uma temperatura alta; contudo, quando o teor for superior a 0,5%, além da saturação do efeito descrito acima, o custo aumenta e, conseqüentemente, Mo em um teor de 0,5% ou menos pode ser adicionado. A fim de obter de modo eficaz o efeito de aumento da resistência, o teor é preferivelmente ajustado para 0,05% ou mais. Além disso, como um elemento possuindo um efeito de retardo de transformação, Mo possui um efeito de suprimir a formação de perlita e a fim de obter de modo eficaz o efeito descrito acima, o teor é preferivelmente ajustado para 0,05% ou mais.

Cr: 0,05% a 1,5%

[0047] Cr suprime a formação de perlita, contribui para a formação de uma microestrutura de fase dupla contendo ferrita e uma fase de transformação em temperatura baixa e contribui para o aumento da resistência por enrijecimento na fase de transformação em temperatura baixa. Contudo, quando o teor for inferior a 0,05%, o efeito não pode ser obtido. Por outro lado, mesmo quando o teor for aumentado para mais que 1,5%, além da saturação do efeito acima, a formação de ferrita é também suprimida, e como resultado, a formação de uma microestrutura de fase dupla é suprimida. Conseqüentemente, o teor de Cr é ajustado para 0,05% a 1,5%.

[0048] Sob condições nas quais pelo menos um de Nb, Mo e Cr está contido e o teor de um C inferior for menor que 0,1%, em vista da supressão da formação de perlita, a equação (3) deve ser satisfeita e, além disso, em vista da promoção da formação de ferrita em uma fração de volume de 5% a 70%, a equação (4) deve ser satisfeita.

[0049] Além disso, no caso onde Ni e Cu não são adicionados, o que será descrito adiante, ao invés da equação (3), a equação (1) deve ser usada, e ao invés da equação (4), a equação (2) deverá ser usada.

[0050] Além dos elementos descritos acima, os elementos que se seguem podem também ser adicionados, em caso de necessidade.

Ni: 0,05% a 1%

[0051] Ni é um elemento eficaz para aperfeiçoar a resistência, rigidez e resistência à corrosão. Além disso, quando Cu for adicionado, pode ocorrer o craqueamento do mesmo na laminação, o que pode ser eficazmente prevenido; contudo, uma vez que Ni é oneroso, e o efeito do mesmo é saturado mesmo quando o teor é excessivamente aumentado, o teor do mesmo é preferivelmente ajustado na faixa de 0,05% a 1%. Especificamente, em vista do craqueamento de CU, o

teor de Ni é preferivelmente ajustado, de modo que o teor (%) de Cu x 0,3 ou mais é satisfeito.

Cu: 0,05% a 1%

[0052] Cu é adicionado a fim de aperfeiçoar a resistência em geral e à corrosão; contudo, a fim de obter de modo eficaz o efeito acima, o teor deve ser superior a 0,05% ou mais e por outro lado, quando o teor for superior a 1%, uma vez que a fragilidade em aquecimento pode ocorrer, além da diminuição da rigidez, o teor é preferivelmente ajustado na faixa de 0,05% a 1%.

V: 0,005% a 0,2%

[0053] V forma um carbonitreto e possui um efeito de aumentar a resistência por formação de uma microestrutura possuindo uma microestrutura mais fina e por aperfeiçoamento da precipitação; contudo, o efeito não é claro em um teor inferior a 0,005%. Além disso, quando o teor for superior a 0,2%, uma vez que o efeito é saturado, e problemas de craqueamento na fusão contínua e similares podem surgir, o teor pode estar na faixa de 0,005% a 0,2%.

Ti: 0,005% a 0,2%

[0054] Ti é um elemento ativo para formação de nitreto e por adição de equivalentes N aproximados ( $N\% \times 48/14$ ), o envelhecimento de N é suprimido. Além disso, quando a adição de B for realizada, Ti pode também ser adicionado, de modo que o efeito de B não é suprimido por precipitação e fixação do mesmo na forma de BN causadas por N contido no aço. Quando Ti for adicionado, os carbeto possuindo microestrutura serão formados, e como resultado, a resistência será diminuída. O efeito não pode ser obtido em um teor inferior a 0,005% e especificamente, ( $N\% \times 48/14$ ) ou mais é preferivelmente adicionado. Por outro lado, quando o teor for superior a 0,2%, uma vez que um nitreto grande e bruto pode ser formado, a rigidez e a propriedade de expansão do tubo são degradadas e conseqüentemente, o teor pode

ser ajustado para 0,2% ou menos.

B: 0,0005% a 0,0035%

[0055] B suprime a fissuração em limite de grão como um elemento para melhora do limite de grão e contribui para o aperfeiçoamento da rigidez. A fim de obter de modo eficaz o efeito acima, o teor deve ser de 0,0005% ou mais. Por outro lado, mesmo quando o teor for excessivamente aumentado, além da saturação do efeito acima, a transformação da ferrita é suprimida e conseqüentemente, o teor é ajustado para 0,0035% como um limite superior.

Ca: 0,001% a 0,005%

[0056] Ca é adicionado de modo que uma inclusão é formada na conformação esférica; contudo, a fim de obter de modo eficaz o efeito acima, o teor deve ser de 0,001% ou mais e quando o teor for superior a 0,005%, uma vez que o efeito é saturado, o teor pode ser ajustado na faixa de 0,001% a 0,005%.

[0057] Em seguida, será descrita uma faixa preferida da composição da presente invenção.

[0058] A fim de garantir um YR baixo e alongamento uniforme que são eficazes para a propriedade de expansão do tubo, a microestrutura de um tubo de aço é preferivelmente uma microestrutura de fase dupla, que contém uma fase ferrita substancialmente macia e uma fase de transformação em baixa temperatura e a fim de garantir um TS de 600 MPa ou mais, a microestrutura contém, preferivelmente, ferrita em uma fração de volume de 5% a 70% e o restante substancialmente composto de uma fase de transformação em baixa temperatura. Uma vez que uma propriedade de expansão de tubo significativamente superior pode ser obtida, uma fração de volume de ferrita de 5% a 50% é mais preferível e além disso, uma fração de volume de 5% a 30% é mesmo mais preferível. Além disso, na fase de transformação de baixa temperatura, a ferrita bainítica (que é equivalente à ferrita acicular), a

menos que o teor de C seja inferior a 0,02% na composição da presente invenção, essa ferrita bainítica é formada rigidamente.

[0059] Em seguida, será descrito um método de fabricação.

[0060] O aço possuindo a composição descrita acima é preferivelmente formado em uma matéria-prima para tubos de aço, tais como, lingotes por derretimento usando um método conhecido, tal como um conversor ou um forno elétrico, seguido por fusão usando um método de fusão conhecido, tal como um método de fusão contínua ou um método para fabricação de lingotes. Alternativamente, após ser formado por um método de fusão contínua ou similares, uma escória pode ser formada em um lingote por laminação.

[0061] Além disso, a fim de diminuir as inclusões, podem ser tomadas medidas preferivelmente tais como, tratamento de flutuação ou supressão de coagulação, quando a fabricação e fusão do aço são realizadas. Além disso, a forja na fusão contínua ou tratamento por aquecimento em um forno de impregnação pode diminuir a segmentação central.

[0062] Em seguida, após a matéria-prima para os tubos de aço assim formada ser aquecida, a formação do tubo por operação a quente é realizada usando um método geral de moagem por plugue Mannesmann, método de moagem por mandril Mannesmann ou método por extrusão térmica, pelo que formando um tubo de aço sem costura possuindo as dimensões desejadas. Nessa etapa, em vista de um YR baixo e alongamento uniforme, a laminação final é preferivelmente acabada em uma temperatura de 800°C ou mais, de modo que uma resistência de trabalho não permanece. O resfriamento pode ser realizado por resfriamento por ar. Além disso, na faixa da composição definida pela presente invenção, à medida que uma laminação em temperatura baixa na formação do tubo ou extinção posterior não for realizada, a ferrita será formada, o restante sendo substancialmente compos-

to de uma fase de transformação em temperatura baixa e a fração de volume da ferrita sendo aproximadamente na faixa de 5% a 70%.

[0063] Além disso, mesmo no caso onde uma microestrutura predeterminada não for obtida por uma etapa de formação de tubo incomum, tal como uma laminação em temperatura baixa na formação do tubo ou extinção realizada posteriormente, quando o tratamento de normalização for realizado, uma microestrutura predeterminada pode ser obtida.

[0064] Adicionalmente, mesmo quando a temperatura de acabamento de laminação for ajustada para 800°C ou mais na formação do tubo, as propriedades de material anisotrópicas e não uniformes podem ser geradas, dependendo do processo de fabricação em alguns casos e nesse caso, o tratamento de normalização pode também ser realizado, caso necessário. Na faixa da composição de acordo com a presente invenção, embora uma microestrutura obtida após o tratamento de normalização seja aproximadamente equivalente aquela da microestrutura obtida imediatamente após a formação do tubo, as propriedades anisotrópicas e não uniformes geradas na formação do tubo são diminuídas, e como resultado, uma propriedade de expansão de tubo superior pode ser obtida. Incidentalmente, em uma faixa de temperatura de  $A_{c3}$  ou mais, a temperatura do tratamento de normalização é preferivelmente de 1.000°C ou menos e está mais preferivelmente na faixa de 950°C ou menos.

[0065] Além disso, a fim de obter um YR inferior na presente invenção, ao invés do tratamento de normalização, após o tubo de aço ser finalmente mantido em uma região de fase dupla ( $\alpha/\gamma$ ), o resfriamento por ar pode ser realizado. Na faixa da composição da presente invenção, embora uma microestrutura de fase dupla contendo ferrita e uma fase de transformação em temperatura baixa seja também obtida, como é o caso do tratamento de normalização, a resistência da ferrita

é adicionalmente diminuída, e o aumento no YR é promovido. A fim de obter o efeito descrito acima, o tempo de espera de cinco minutos ou mais é necessário. Além disso, uma vez que o efeito descrito acima não depende da histérese térmica antes da etapa de espera realizada em uma região de fase dupla, conforme mostrado nas figuras 2(a), 2(b), 2(c) e 2(d), o tratamento térmico, tal como aquecimento a uma região  $\gamma$ , seguido por resfriamento diretamente para uma região de fase dupla ( $\alpha/\gamma$ ), ou aquecimento para uma região de fase dupla após extinção, pode ser realizado a fim de obter um efeito de refinamento de granulação.

[0066] Nesse caso, embora o ponto  $A_1$  e o ponto  $A_3$  definindo a região de fase dupla ( $\alpha/\gamma$ ) sejam preferivelmente medidos acuradamente, as equações que se seguem podem ser convenientemente usadas.

$$A_3 (\text{°C}) = 910 - 203 \times \sqrt{C} + 44,7 \times \text{Si} - 30 \times \text{Mn} - 15,2 \times \text{Ni} - 20 \times \text{Cu} - 11 \times \text{Cr} + 31,5 \times \text{Mo} + 104 \times \text{V} + 700 \times \text{P} + 400 \times \text{Al} + 400 \times \text{Ti}$$

$$A_1 (\text{°C}) = 723 + 29,1 \times \text{Si} - 10,7 \times \text{Mn} - 16,9 \times \text{Ni} + 16,9 \times \text{Cr}$$

[0067] Nas equações acima, o símbolo do elemento representa o teor (porcentagem em massa) do elemento contido no aço.

#### Exemplo

[0068] Após vários tipos de aço possuindo composições mostradas na Tabela 1 serem cada um fundidos em um lingote de aço possuindo um peso de 100 kg por fusão em vácuo, os lingotes foram então formados em lingotes por forja a quente, seguido por trabalho a quente para formação dos tubos usando uma máquina de laminação sem costura de molde, pelo que, obtendo os tubos de aço sem costura possuindo, cada um, diâmetro externo de 101,6 mm (4 polegadas) e uma espessura de parede de 9,525 mm (3/8 polegadas). As temperaturas de acabamento de laminação nesse processo são mostradas nas Tabelas 2, 3 e 4.

[0069] Alguns dos tubos de aço assim formados foram processados por tratamento térmico, tal como, tratamento de normalização, tratamento térmico de fase dupla (figuras 2(a), 2(b), 2(c) e 2(d) ou tratamento Q/T. O tratamento de normalização foi realizado por aquecimento a uma temperatura de 890°C por 10 minutos, seguido por resfriamento por ar. No tratamento Q/T, após o aquecimento ser realizado a 920°C por 60 minutos, o resfriamento da água foi realizado e o tratamento de têmpera foi realizado a uma temperatura de 430 a 530°C por 30 minutos.

[0070] Nesse exemplo, os pontos de transformação  $A_1$  e  $A_3$  do tratamento térmico de fase dupla foram obtidos pelas seguintes equações:

$$A_3 (\text{°C}) = 910 - 203 \times \sqrt{C} + 44,7 \times \text{Si} - 30 \times \text{Mn} - 15,2 \times \text{Ni} - 20 \times \text{Cu} - 11 \times \text{Cr} + 31,5 \times \text{Mo} + 104 \times \text{V} + 700 \times \text{P} + 400 \times \text{Al} + 400 \times \text{Ti}$$

$$A_1 (\text{°C}) = 723 + 29,1 \times \text{Si} - 10,7 \times \text{Mn} - 16,9 \times \text{Ni} + 16,9 \times \text{Cr}$$

[0071] Nas equações acima, o símbolo do elemento representa o teor (porcentagem em massa) do elemento contido no aço.

[0072] Para cada tubo de aço, a microestrutura e a fração de ferrita (fração em volume) foram examinadas por observação usando um microscópio óptico e um SEM (microscópio de varredura de elétron), e além disso, as propriedades de tensão e a propriedade de expansão do tubo foram também medidas. Os resultados são mostrados nas Tabelas 2, 3 e 4. Nessa medição, o teste de tensão foi realizado de acordo com o método de teste de tensão definido pelo JIS Z2241, e como a peça de teste, JIS 12B foi usado sendo definido de acordo com JIS Z2201. A propriedade de expansão do tubo foi avaliada por uma razão de expansão (um limite de razão de expansão) no qual um tubo foi expandido sem causar qualquer deformação não uniforme durante a expansão do mesmo, e especificamente, sendo usada uma razão de expansão onde a razão de desvio de espessura da parede após expan-

são do tubo não excedeu a razão de desvio de espessura de parede antes da expansão do tubo + 5%. A razão de desvio de espessura da parede foi obtida por medição da espessura em 16 pontos ao longo da seção transversal do tubo em intervalos angulares regulares de 22,5° usando um medidor de espessura ultra-sônico. Para o teste de expansão do tubo, conforme mostrado na figura 1, um método de expansão por pressão foi realizado, onde os plugues 2 possuindo vários diâmetros externos máximos  $D_1$ , cada um dos quais sendo maior que um diâmetro  $D_0$  do tubo de aço 1, antes da expansão, onde cada um foi inserido e então mecanicamente retirado em uma direção na qual o plugue deveria ser retirado, de modo que o diâmetro interno do tubo de aço fosse expandido, e a razão de expansão foi obtida da média dos diâmetros internos antes e após a expansão do tubo.

[0073] A partir das tabelas 2, 3 e 4, de acordo com a presente invenção, foi verificado que uma propriedade de expansão de tubo superior possuindo um limite de razão de expansão de 40% ou mais pode ser obtida.

#### Aplicabilidade Industrial

[0074] De acordo com a presente invenção, mesmo quando a razão de expansão for superior a 30%, um tubo de aço possuindo uma propriedade de expansão de tubo superior e um TS de 600 MPa ou mais pode ser fornecido a um preço mais econômico.

Tabela 1

Número do aço	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
A	0,048	0,54	3,36	0,015	0,003	0,032	0,0044	0,0018
B	0,081	0,21	3,05	0,011	0,001	0,040	0,0034	0,0021
C	0,025	0,20	2,85	0,008	0,001	0,027	0,0026	0,0022
D	0,051	0,19	2,20	0,012	0,005	0,041	0,0031	0,0029
E	0,047	0,30	3,30	0,010	0,002	0,035	0,0019	0,0008
F	0,040	0,21	3,88	0,012	0,001	0,032	0,0022	0,0020

Número do aço	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
G	0,008	0,25	3,22	0,013	0,003	0,038	0,0034	0,0018
H	0,16	0,36	3,10	0,014	0,001	0,040	0,0048	0,0032
I	0,056	0,19	1,58	0,015	0,004	0,039	0,0030	0,0029
J	0,25	0,21	1,45	0,012	0,002	0,030	0,0041	0,0037
K	0,045	0,29	3,04	0,009	0,001	0,023	0,0036	0,0020
L	0,081	0,24	2,21	0,010	0,002	0,018	0,0021	0,0009
M	0,047	0,64	1,65	0,011	0,001	0,040	0,0034	0,0028
N	0,032	0,35	2,70	0,016	0,003	0,041	0,0042	0,0019
O	0,087	0,21	2,56	0,015	0,003	0,022	0,0045	0,0033
P	0,092	0,34	2,21	0,018	0,005	0,032	0,0038	0,0020

$$P1 = Mn + 0,9 \times Cr + 2,6 \times Mo + 0,3 \times Ni + 0,3 \times Cu$$

$$P2 = 4 \times C - 0,3 \times Si + Mn + 1,3 \times Cr + 1,5 \times Mo + 0,3 \times Ni + 0,6 \times Cu$$

[0075] Nessa tabela, o símbolo do elemento representa o teor (porcentagem em massa) do elemento contido no aço.

Tabela 1 (Continuação)

Número do aço	Nb	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Ti	B	Ca	P1	P2	Observações
A	0,044	-	-	-	-	-	-	-	-	3,63	3,66	Adequado
B	0,021	0,10	-	-	-	-	0,017	-	-	3,14	3,44	Adequado
C	0,022	0,11	0,20	0,88	-	-	0,015	0,0048	0,0021	3,73	3,60	Adequado
D	0,024	0,82	-	-	-	0,045	0,021	0,0012	-	2,94	3,41	Adequado
E	0,081	-	-	0,50	0,22	-	-	0,0025	0,0018	3,52	3,68	Adequado
F	0,019	-	0,31	-	-	0,022	-	-	-	4,69	4,44	Adequado
G	0,045	0,20	-	0,20	0,22	-	0,014	0,0030	0,0022	3,53	3,63	Inadequado
H	0,021	-	-	-	-	0,021	0,021	-	-	3,10	3,63	Inadequado
I	0,035	-	-	0,21	0,19	0,055	0,014	0,0012	-	1,70	1,92	Inadequado
J	-	1,12	0,72	-	-	0,17	0,009	-	-	4,33	4,92	Inadequado
K	-	0,41	-	-	-	-	-	-	-	3,41	3,67	Adequado
L	-	-	0,25	-	-	-	-	-	-	2,86	2,84	Adequado
M	-	1,23	0,13	0,20	-	-	0,015	-	-	3,16	3,50	Adequado
N	0,034	-	0,20	-	-	0,035	0,012	-	0,0020	3,22	3,02	Adequado
O	-	1,23	0,13	0,32	0,45	-	-	0,0016	0,0021	4,24	5,01	Inadequado
P	-	-	-	-	-	0,028	0,008	-	-	2,21	2,48	Inadequado

Tabela 2

Número do tubo de aço	Número do aço	Temperatura de acabamento de laminação/°C	Tratamento térmico	Microestrutura substancial	% de fração $\alpha$ /volume
1	A	820	-	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	18
2	A	820	Tratamento de normalização	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	20
3	B	815	-	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	11
4	B	815	Tratamento de normalização	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	12
5	B	730	Tratamento de normalização	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	14
5'	B	820	Região de fase dupla I	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	31
6	C	855	-	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	9
7	C	750	Tratamento de normalização	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	11
8	D	845	-	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	22
9	D	730	Tratamento de normalização	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	17
10	E	860	-	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	15

Tabela 2 (2ª parte)

Número do tubo de aço	Propriedades de tensão					Razão de desvio de espessura da parede antes da expansão do tubo/%	Razão de desvio de espessura da parede após expansão do tubo/%	Limite da razão de expansão/%	Observações
	YS /MPa	TS /MPa	YR /%	$\mu$ -EI /%	EI /%				
1	483	662	73	15	34	4,2	9,0	43	exemplo
2	464	653	71	16	35	3,9	8,4	45	exemplo
3	596	852	70	14	32	2,8	7,7	50	exemplo
4	574	844	68	15	34	2,9	7,5	53	exemplo
5	591	857	69	16	33	2,1	7,0	50	exemplo
5'	454	782	58	19	38	3,2	8,2	53	exemplo
6	456	634	72	18	40	6,7	11,5	48	exemplo
7	468	641	73	17	39	6,0	10,8	46	exemplo
8	519	821	72	15	37	4,0	8,8	50	exemplo
9	543	734	74	15	36	7,7	12,3	50	exemplo
10	564	842	67	16	34	4,2	9,0	55	exemplo

$\alpha$ : Ferrita, YS: tensão de escoamento, TS: resistência à tração; YR: razão de escoamento;  $\mu$ -EI: alongamento uniforme; EL: alongamento

Tabela 3

Número do tubo de aço	Número do aço	Temperatura de acabamento de laminação/°C	Tratamento térmico	Microestrutura substancial	% de fração $\alpha$ /volume
11	E	860	Tratamento de normalização	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	17
11'	E	860	Região de fase dupla II	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	34
12	F	900		$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	9
13	F	760	Tratamento de normalização	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	10
14	G	840		Fase de transformação em temperatura baixa	-
15	H	825		$\alpha$ + Perlita + fase de transformação em temperatura baixa	37
16	H	740		$\alpha$ + Perlita + fase de transformação em temperatura baixa	51
17	I	825		$\alpha$ + Perlita + fase de transformação em temperatura baixa	32
18	I	825	tratamento Q/T	Martensita temperada	-
19	J	830		$\alpha$ + perlita	62
20	J	830	tratamento Q/T	Martensita temperada	-

Tabela 3 (2ª parte)

Número do tubo de aço	Propriedades de tensão					Razão de desvio de espessura da parede antes da expansão do tubo/%	Razão de desvio de espessura da parede após expansão do tubo/%	Limite da razão de expansão/%	Observações
	YS /MPa	TS /MPa	YR /%	$\mu$ -EI /%	EI /%				
11	542	834	65	16	36	4,2	9,2	57	Exemplo
11'	452	780	58	19	38	3,7	8,7	53	Exemplo
12	666	952	70	13	29	2,8	7,8	53	Exemplo
13	649	940	69	14	30	3,8	8,4	53	Exemplo
14	470	546	86	10	31	7,2	12,0	28	Exemplo comparativo
15	514	650	79	12	35	3,8	8,5	33	Exemplo comparativo
16	571	705	81	11	31	5,5	10,0	28	Exemplo comparativo
17	434	543	80	16	40	7,1	12,0	33	Exemplo comparativo
18	626	688	91	9	34	7,1	11,8	31	Exemplo comparativo
19	504	586	86	14	39	4,4	9,0	36	Exemplo comparativo
20	599	642	93	7	32	4,4	9,2	33	Exemplo comparativo

$\alpha$ : Ferrita, YS: tensão de escoamento, TS: resistência à tração; YR: razão de escoamento;  $\mu$ -EI: alongamento uniforme; EI: alongamento

Tabela 4

Número do tubo de aço	Número do aço	Temperatura de acabamento de laminação/°C	Tratamento térmico	Microestrutura substancial	% de fração $\alpha$ /volume
21	K	830	-	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	38
22	K	750	Tratamento de normalização	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	36
23	K	830	região de fase dupla IV	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	48
24	L	825	-	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	36
25	M	760	região de fase dupla IV	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	42
26	M	815	-	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	19
27	N	800	Tratamento de normalização	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	21
28	N	820	-	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	42
29	N	730	Tratamento de normalização	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	40
30	O	830	região de fase dupla IV	$\alpha$ + fase de transformação em temperatura baixa	49
31	P	830	-	fase de transformação em temperatura baixa	-
32	P	820	-	$\alpha$ + Perlita + fase de transformação em temperatura baixa	46
33	P	730	Tratamento de normalização	$\alpha$ + Perlita + fase de transformação em temperatura baixa	41

Tabela 4 (2ª parte)

Número do tubo de aço	Propriedades de tensão					Razão de desvio de espessura da parede antes da expansão do tubo/%	Razão de desvio de espessura da parede após expansão do tubo/%	Limite da razão de expansão/%	Observações
	YS /MPa	TS /MPa	YR /%	$\mu$ -EI /%	EI /%				
21	456	702	65	17	38	3,8	8,8	48	Exemplo
22	462	689	67	18	39	4,2	9,1	50	Exemplo
23	360	631	57	20	42	3,8	8,8	55	Exemplo
24	439	708	62	17	37	3,0	7,9	50	Exemplo
25	373	678	55	19	39	21	7,1	53	Exemplo
26	624	892	70	14	31	6,4	11,3	45	Exemplo
27	577	888	65	15	32	5,7	10,6	48	Exemplo
28	450	693	65	19	39	3,8	8,7	53	Exemplo
29	458	684	67	18	38	4,2	9,1	55	Exemplo
30	386	655	59	20	41	2,7	7,7	57	Exemplo
31	791	953	83	7	21	3,1	8,0	28	Exemplo comparativo
32	523	654	80	15	34	5,4	10,4	30	Exemplo comparativo
33	503	637	79	16	35	5,4	10,3	33	Exemplo comparativo

$\alpha$ : Ferrita, YS: tensão de escoamento, TS: resistência à tração; YR: razão de escoamento;  $\mu$ -EI: alongamento uniforme; EI: alongamento

## REIVINDICAÇÕES

1. Artigos tubulares para petróleo sem costura expansíveis do tipo OCTG, que consistem em, uma base de porcentagem em massa, 0,010% a 0,081% de C, 0,05% a 1% de Si, 0,5% a 4% de Mn, 0,03% ou menos de P, 0,015% ou menos de S, 0,01% a 0,06% de Al, 0,007% ou menos de N e 0,005% ou menos de O; pelo menos um de Nb, Mo e Cr está contido na faixa de 0,01% a 0,2% de Nb, 0,05% a 0,5% de Mo e 0,05% a 1,5% de Cr, opcionalmente pelo menos uma de 0,05% a 1% de Ni, 0,05% a 1% de Cu, 0,005% a 0,2% de V, 0,005% a 0,2% de Ti, 0,0005% a 0,0035% de B e 0,001% a 0,005% de Ca, de modo que as equações que se seguem (3) e (4) são satisfeitas; e Fe e impurezas não evitáveis estão contidas como o restante, onde

$$\text{Mn} + 0,9 \times \text{Cr} + 2,6 \times \text{Mo} + 0,3 \times \text{Ni} + 0,3 \times \text{Cu} \geq 2,0$$

(3)

$$4 \times \text{C} - 0,3 \times \text{Si} + \text{Mn} + 1,3 \times \text{Cr} + 1,5 \times \text{Mo} + 0,3 \times \text{Ni} + 0,6 \times \text{Cu} \leq 4,5$$

(4)

sendo que nas equações acima, o símbolo do elemento representa o teor em porcentagem em massa do elemento contido no aço, caracterizado por apresentar microestrutura de um tubo de aço contendo ferrita em uma fração de volume de 5% a 70%, uma terceira fase, tal como, perlita, cementita ou austenita retida em uma fração de volume inferior a 5% e uma fase de transformação em temperatura baixa, tal como, bainita, martensita, ferrita bainítica, ou uma mistura contendo pelo menos duas dessas fases na fração de volume restante, sendo que os artigos apresentam razão de expansão de mais que 30%, uma resistência à tração (TS) de 600 MPa ou mais e uma razão de escoamento de 85% ou menos.

2. Método de fabricação de artigos tubulares para petróleo sem costura expansíveis do tipo OCTG, como definidos na reivindicação 1, que compreende a etapa de formação de um tubo por um pro-

cesso de formação de tubo de aço sem costura, que é realizado em uma temperatura de acabamento de laminação de 800°C ou mais, numa região  $\gamma$  (austenítica), caracterizado por resfriar por ar da região  $\gamma$  para a região de fase dupla ( $\alpha/\gamma$ ); manter o tubo na região do ponto  $A_1$  ao ponto  $A_3$  por cinco minutos ou mais como tratamento térmico final, seguido por resfriamento por ar com razão de resfriamento de aproximadamente 0,2°C a 2°C/segundo na faixa de 700 °C a 400°C..



FIG. 2 (a)

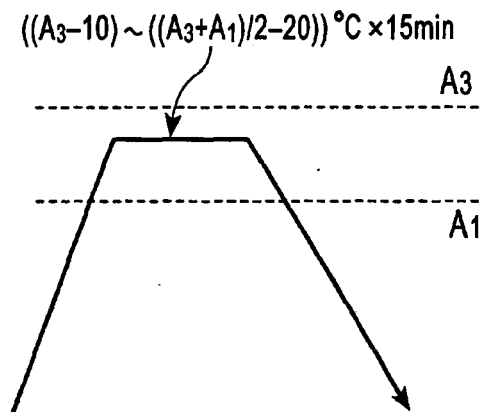


FIG. 2 (b)

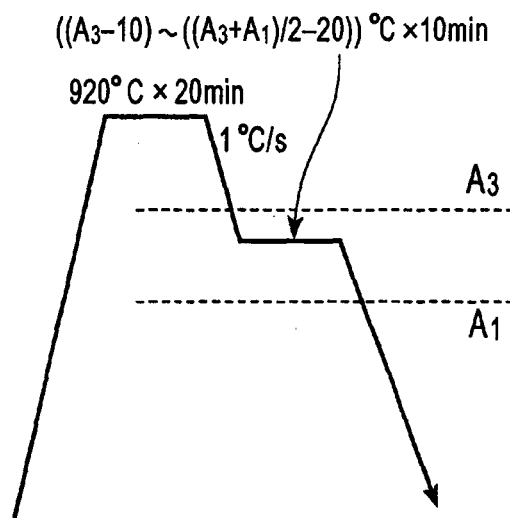


FIG. 2 (c)

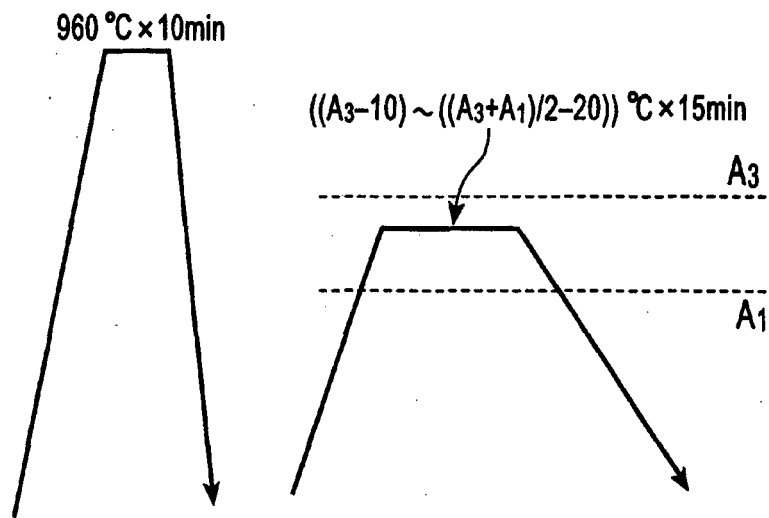


FIG. 2 (d)

