



República Federativa do Brasil
Ministério da Economia
Instituto Nacional da Propriedade Industrial

(11) BR 112014031808-5 B1



(22) Data do Depósito: 29/03/2013

(45) Data de Concessão: 14/05/2019

(54) Título: MÉTODO PARA PRODUZIR TUBOS DE CONDUÇÃO DE ALTA RESISTÊNCIA, RESISTENTES A ÁCIDO E ESPESSOS.

(51) Int.Cl.: C22C 38/00; B21C 37/08; C21D 8/02; C22C 38/12; C22C 38/50; (...).

(30) Prioridade Unionista: 18/06/2012 JP 2012-136472.

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

(72) Inventor(es): AKIHIKO TANIZAWA; HARUO NAKAMICHI; TORU KAWANAKA; NORIAKI UCHITOMI; TAKAFUMI OZEKI.

(86) Pedido PCT: PCT JP2013002159 de 29/03/2013

(87) Publicação PCT: WO 2013/190750 de 27/12/2013

(85) Data do Início da Fase Nacional: 18/12/2014

(57) Resumo: TUBOS DE CONDUÇÃO DE ALTA RESISTÊNCIA, RESISTENTES A ÁCIDO E ESPESSOS E MÉTODO PARA PRODUZIR OS MESMOS Tubo de condução de alta resistência, resistente a ácido e espesso que tem uma espessura de 20 mm ou mais e uma resistência à tração de 560 MPa ou mais e um método de produção da mesma. Nesse tubo de condução, a porção de metal de base contém as quantidades específicas de C, Si, Mn, P, S, Al, Nb, Ca, N e O, um ou mais dentre Cu, Ni, Cr, Mo, V e Ti como componentes opcionais, com o restante sendo compreendido de Fe e impurezas inevitáveis. A microestrutura na direção da espessura de tubulação contém 90% ou mais de bainita e 1% ou menos de MA em uma região entre 2 mm da superfície interna a 2 mm da superfície externa. A dureza em uma região além de uma área de segregação central é 220 Hv10 ou menos e a dureza na área de segregação central é 250 Hv10 ou menos. Uma chapa de fundição contínua que tem essa composição é laminada a quente sob condições específicas, submetidas ao resfriamento acelerado e, então, submetida a reaquecimento.

Relatório Descritivo da Patente de Invenção para **"MÉTODO PARA PRODUZIR TUBOS DE CONDUÇÃO DE ALTA RESISTÊNCIA, RESISTENTES A ÁCIDO E ESPESSOS"**.

CAMPO DA TÉCNICA

[001] A presente invenção refere-se a um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido e um método de produção para o mesmo. Especificamente, se refere a uma tubulação que tem uma espessura de parede de 20 mm ou mais e uma resistência à tração de 560 MPa ou mais.

ANTECEDENTES DA INVENÇÃO

[002] Com o aumento na demanda de energia em todo o mundo, em que as quantidades de óleo cru e de gás natural, que são extraídas, têm aumentado anualmente, levando a exaustão gradual de óleo cru e de gás natural de alta qualidade. Mediante tais circunstâncias, houve o surgimento de uma necessidade para explorar óleo cru e gás natural de baixa qualidade com um alto teor de sulfeto de hidrogênio.

[003] As linhas de tubulação dispostas para extrair tal óleo cru e gás natural e recipientes sob pressão e tubagem para instalações de refinaria de óleo cru necessitam exibir uma excelente propriedade de resistência a ácido (resistência a craqueamento induzido por hidrogênio (HIC) e resistência ao tensofissuramento por estresse a corrosão de sulfeto (SSC)) para garantir a segurança. As tubulações e as placas de aço de alta resistência e parede grossa precisam ser usadas para estender a distância através das quais os tubos de condução são dispostos e para aprimorar a eficiência de transporte.

[004] Mediante tais circunstâncias, o desafio foi suprir, de maneira estável, tubos de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido que têm um grau de resistência de X60 a X65 de acordo com API (American Petroleum Institute) 5L e uma espessura de parede de cerca de 20 a 40 mm e exibir uma excelente propriedade de

resistência a ácido sob a condição de solução A conforme especificado em NACE-TMO284 e NACE-TM0177.

[005] Atualmente, é essencial usar, como materiais de tubulação de aço, placas de aço produzidas a partir de chapas continuamente fundidas através de processos de controle termomecânicos (TMCP) a fim de suprimir, de maneira estável, linhas de tubulações para serviço com gás ácido. Sob tais limitações, os fatores que aprimoram a resistência a HIC foram clarificados incluindo 1) uso de menos elementos de segregação centrais como Mn e P, diminuir a velocidade de fundição e diminuir a dureza de segregação central através da aplicação de redução suave; 2) supressão de formação de MnS alongado na área de segregação central diminuindo-se os teores S e O e a adição de uma quantidade ideal de Ca e a supressão da formação de agregados de Ca nas zonas de acúmulo de inclusão (em uma máquina de fundição contínua de flexão vertical, a posição a cerca de 1/4 t do lado de superfície de chapa); e 3) formação de uma microestrutura de bainita fase única através das condições de otimização de resfriamento acelerado em TMCP, supressão da formação de martensita-austenita constituinte (MA) e supressão do endurecimento da área de segregação central. Nesse sentido, as Literaturas de Patentes 1 a 25 fazem as seguintes propostas.

[006] As Literaturas de Patentes 1 a 3 revelam uma tecnologia que alcança excelente resistência a HIC através de um projeto racionalizado da composição química. Essa tecnologia introduz os parâmetros de composição química que quantificam os efeitos dos elementos de liga presentes em altas concentrações na área de segregação central na dureza de segregação central e os parâmetros de composição química que quantificam a formação de MnS na área de segregação central e de agregados Ca na zona de acúmulo de inclusão.

[007] As Literaturas de Patentes 4 a 7 revelam um método que

inclui medir as concentrações de Mn, Nb e Ti em uma porção de segregação central e controlar essas concentrações a níveis específicos ou menores para alcançar a excelente resistência a HIC. A Literatura de Patentes 8 revela um método para alcançar a excelente resistência a HIC, em que, o comprimento de uma porosidade na porção de segregação central é controlado a um valor específico ou menos para suprimir a concentração dos elementos de liga na porção de segregação central e um aumento na dureza causada pela concentração.

[008] A Literatura de Patente 9 revela um método para alcançar a excelente resistência a HIC limitando-se o limite superior do tamanho de inclusões ligados a S, N e O e NbTiCN formado na área de segregação central e controlar a composição química e as condições de aquecimento de chapa para controlar o tamanho dentro de tal uma faixa. A Literatura de Patente 10 revela um método para alcançar a excelente resistência a HIC diminuindo-se o teor de Nb para menos de 0,01% para suprimir a formação NbCN que serve como um ponto de partida de HIC na área de segregação central.

[009] A Literatura de Patente 11 revela um método para alcançar tanto uma excelente propriedade de DWTT como uma resistência a HIC para o tubo de condução de alta resistência e parede grossa, em que a temperatura de aquecimento durante o reaquecimento de uma chapa é controlada para uma temperatura que permite o NbCN na chapa dissolver e o embrutecimento dos grãos de austenita é suprimido. As Literaturas de Patentes 12 e 13 revelam um método para alcançar a excelente resistência a HIC, em que a razão de composição de Ca-Al-O é otimizada para otimizar a morfologia de Ca adicionada para suprimir a formação de MnS, em outras palavras, para formar Ca fino e esférico e o HIC que começa dos agregados de Ca e TiN bruto é, desse modo, suprimido.

[0010] A Literatura de Patente 14 revela um método para alcançar

excelente resistência a HIC, em que C/Mn e a razão de redução total das faixas temperatura não recristalizada são tomadas em conta na determinação do limite inferior da temperatura de partida de resfriamento de modo a suprimir a formação de microestruturas em banda. As Literaturas de Patentes 15 e 16 revelam um método para alcançar a excelente resistência a HIC, em que a temperatura de laminação final é aumentada para suprimir a deterioração da habilidade da microestrutura para parar a propagação de HIC causada pelos grãos cristalinos aplanados pela laminação na faixa de temperatura não cristalizada.

[0011] A Literatura de Patente 17 revela um método para alcançar excelente resistência a HIC otimizando-se o resfriamento acelerado e empregando-se o aquecimento rápido em linha de modo a fazer uma microestrutura na qual os finos precipitados são dispersos em uma estrutura ferrita e para, desse modo, alcançar tanto uma diminuição na dureza de superfície promovendo-se a formação de ferrita na área superficial como alta resistência através do reforço de precipitação. As Literaturas de Patentes 18 a 20 revelam um método para alcançar tanto a força como a resistência a HIC similar ao método revelado na Literatura de Patente 17 formando-se uma microestrutura principalmente bainítica.

[0012] As Literaturas de Patentes 22 a 25 revelam um método para alcançar a excelente resistência a HIC, em que o aquecimento rápido é conduzido através de um aquecedor de indução em linha após o resfriamento rápido de modo a ajustar a microestrutura e a distribuição de dureza na direção da espessura de placa de aço.

[0013] A Literatura de Patente 22 descreve que a habilidade para parar a propagação de HIC é acentuada suprimindo-se a formação de MA na microestrutura e fazendo-se a distribuição de dureza homogênea na direção da espessura de placa. A Literatura de Patente 23 descreve

que a alta força e resistência a HIC são ambas alcançadas ajustando-se a composição de modo que a segregação seja suprimida e o reforço de precipitação seja possível e formando-se uma microestrutura de fase dupla de ferrita-bainita na qual a diferença de dureza dentro da microestrutura é pequena.

[0014] A Literatura de Patente 24 descreve que a composição seja ajustada de modo que as concentrações dos elementos de liga respectivos sejam diminuídas na porção de segregação central para, desse modo, diminuir a dureza na porção de segregação central, para formar uma superfície de placa de aço porção composta de uma microestrutura metalográfica de bainita ou uma microestrutura misturada de bainita e ferrita e ajustar a fração de volume de MA para 2% ou menos.

[0015] A Literatura de Patente 25 revela um método para alcançar excelente resistência a HIC suprimindo-se o endurecimento da porção de segregação central e diminuindo-se a dureza de superfície. Nesse método, a taxa de resfriamento no centro da placa na direção da espessura durante o resfriamento acelerado é especificada de modo que no estágio inicial de resfriamento, a placa seja resfriada à temperatura superficial de 500 °C ou menos em que a taxa de resfriamento seja mantida baixa e, então, a taxa de resfriamento seja aumentada para resfriar a placa para uma temperatura final na qual uma resistência pode ser alcançada.

LISTA DE CITAÇÃO

LITERATURA DE PATENTES

[0016] PTL 1: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado Japonês nº. 2009-221534

[0017] PTL 2: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado Japonês nº 2010-77492

[0018] PTL 3: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado

Japonês nº 2009-133005

[0019] PTL 4: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 6-220577

[0020] PTL 5: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2003-13175

[0021] PTL 6: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2010-209461

[0022] PTL 7: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2011-63840

[0023] PTL 8: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2010-209460

[0024] PTL 9: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2006-63351

[0025] PTL 10: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2011-1607

[0026] PTL 11: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2010-189722

[0027] PTL 12: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 10-8196

[0028] PTL 13: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2009-120899

[0029] PTL 14: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2010-189720

[0030] PTL 15: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 9-324216

[0031] PTL 16: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 9-324217

[0032] PTL 17: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2003-226922

[0033] PTL 18: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado

Japonês nº 2004-3014

[0034] PTL 19: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2004-3015

[0035] PTL 20: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2005-60820

[0036] PTL 21: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2005-60837

[0037] PTL 22: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2008-56962

[0038] PTL 23: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2008-101242

[0039] PTL 24: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2009-52137

[0040] PTL 25: Publicação de Pedido de Patente Não Examinado
Japonês nº 2000-160245

SUMÁRIO DA INVENÇÃO

PROBLEMA TÉCNICO

[0041] Os tubos de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido são submetidos a grande deformação durante o trabalho a frio como, por exemplo, formação de UOE e formação flexão por prensagem. Além disso, uma vez que grandes quantidades de elementos de liga são adicionadas para garantir a força, a dureza de superfície tende a aumentar devido à diferença na taxa de resfriamento entre uma superfície e o centro de placa na direção da espessura durante o resfriamento acelerado (quanto mais espessa a placa, maior a diferença). Consequentemente, a ocorrência de HIC próximo à superfície tem, especificamente, sido um problema.

[0042] Entretanto, as Literaturas de Patentes 1 a 21 são silenciosas para resolver HIC que ocorre na superfície de um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido. As

Literaturas de Patentes 22 a 25 alvejam impedir o HIC que ocorre a partir de próximo da superfície endurecida pelo resfriamento acelerado e similares. Entretanto, isso não faz as investigações influenciarem a presença das inclusões, que estão envolvidas na ocorrência de HIC na área de segregação central, próximas à superfície porção. Dessa forma, as tecnologias reveladas nessas literaturas podem ser insuficientes para suprimir o HIC que ocorre próximo à superfície.

[0043] Além disso, os tubos de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido são, hoje em dia, produzidos de aço baixo O, ultrabaixo S. Entretanto, a influência do uso de tal aço no HIC não foi completamente investigada.

[0044] Um objetivo da presente invenção é fornecer um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido, em que a tubulação tem uma espessura de 20 mm ou mais, excelente resistência a HIC e uma habilidade para impedir o HIC que ocorre próximo à superfície.

SOLUÇÃO PARA O PROBLEMA

[0045] A fim de adquirir o conhecimento em relação à resistência a HIC dos tubos de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido produzidas de aço de baixo O e ultrabaixo S, os inventores da presente invenção têm estudado o HIC que ocorre em várias posições na direção da espessura de parede das tubulações de aço soldadas que têm uma espessura de parede de 20 mm ou mais e uma microestrutura bainita homogênea. Os inventores fizeram as seguintes constatações.

[0046] 1. Mesmo para as tubulações de aço soldadas de parede grossa que têm uma espessura de parede de 20 mm ou mais, é eficaz para ajustar a dureza de área de segregação central para 250 Hv0,05 ou menos e suprimir a formação de MnS a fim de suprimir o HIC que ocorre na área de segregação central.

[0047] 2. A ocorrência de MnS é altamente correlacionada com ACRM expresso pela equação abaixo e ajustar o ACRM para 1,0 ou mais pode suprimir a formação de MnS na área de segregação central:

$$ACRM = (Ca - (1,23O - 0,000365))/(1,25S)$$

em que Ca, O e S respectivamente representam o teor de Ca, o teor de O e teor de S em termos de % em massa.

[0048] 3. O HIC que ocorre na zona de acumulação de inclusão gerada por uma máquina de fundição contínua de flexão vertical pode ser suprimida ajustando-se o ACRM para 4,0 ou menos uma vez que a formação dos agregados de Ca pode ser suprimida.

[0049] 4. A ocorrência do HIC próximo à superfície não pode ser explicada apenas através da dureza de superfície e as condições dos poros e as inclusões que ocorrem próximo à superfície têm uma grande influência.

[0050] 5. As investigações nas superfícies de fratura do HIC que ocorrem próximo à superfície revelam que os pontos de partida do HIC são os poros e os agregados de CaO que têm um eixo principal de 200 µm ou mais. O HIC ocorre a partir dos poros e das inclusões uma vez que a dureza próxima à superfície excede 220 Hv10. O HIC também ocorre quando o eixo principal dos poros e das inclusões excede 1,5 mm independente do fato de que a dureza próxima à superfície é 220 Hv10 ou menos.

[0051] 6. Em resumo, a fim de suprimir o HIC próximo à superfície, qualquer um dos seguintes deve ser aplicado: a) ocorrência de poros e inclusões que têm um eixo principal 200 µm ou maior precisa ser suprimido próximo à superfície; ou b) a dureza próxima à superfície precisa ser ajustada para 220 Hv10 ou menos enquanto suprime a ocorrência de poros e inclusões que têm um eixo principal de 1,5 mm ou maior próximo à superfície.

[0052] 7. É possível alcançar a) não permitindo-se os poros e os

agregados brutos permanecerem no aço durante o processo de produção de aço. Entretanto, a fim de não permitir os agregados brutos (inclusões) permanecerem no aço, os poros precisam ser intencionalmente deixados acelerar a flutuação das inclusões. Isso exige um controle fino do processo de produção de aço de uma maneira equilibrada e é altamente provável que a estabilidade de produção suficiente não possa ser alcançada. Além disso, a fim de certamente capturar os poros próximos à superfície e às inclusões que têm um eixo principal 200 μm ou maior, um método de inspeção altamente sensível precisa ser empregado. Entretanto, isso não é prático.

[0053] 8. No caso de b), é possível suprimir a ocorrência de HIC se a dureza de superfície pode ser diminuída durante o processo de produção da placa de aço para diminuir a dureza próxima à superfície para 220 Hv10 ou menos após a formação de tubulação. É relativamente fácil detectar os poros e as inclusões de 1,5 mm ou maior.

[0054] 9. A dureza de superfície de uma tubulação de aço soldada que tem um grau de resistência API 5L X60 a X65 pode ser controlada para 220 Hv10 ou menos se a taxa de resfriamento de uma placa de aço soldada de 700 °C a 600 °C a uma posição a 1 mm da superfície da tubulação de aço soldada (uma posição 1 mm abaixo da superfície) puder ser controlada para 200 °C/s ou menos e, então, reaquecer a superfície para uma temperatura de 525 °C ou mais, desde que a tubulação tenha uma razão T (espessura de tubulação)/ D (diâmetro de tubulação) de 0,02 ou mais. Observa-se que o HIC sob a superfície se torna um problema apenas para os materiais da parede grossa e esse problema não ocorre nas tubulações que têm uma espessura de parede menor que 20 mm. Dessa forma, as tubulações que têm uma espessura de parede de 20 mm ou mais e particularmente 25 mm ou mais são o assunto da presente invenção.

[0055] Quanto maior a espessura de parede e menor o diâmetro

externo, maior a deformação imposta durante a formação de tubulação e mais provavelmente a ocorrência de HIC próximo à superfície. Em um T/D que excede 0,045, o HIC próximo à superfície pode não ser impedido devido ao aumento na dureza e na deterioração da resistência ao HIC devido às deformações próximas à superfície. Dessa forma, as tubulações de aço que têm um T/D de 0,045 ou menos são o assunto da presente invenção.

[0056] A presente invenção foi feita com base nas constatações acima e investigações adicionais. Em outras palavras, a presente invenção fornece o seguinte:

[0057] (1) um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido, no qual uma composição química de uma porção de metal de base de tubulação de aço contém, em termos de % em massa, C: 0,020 a 0,060%, Si: 0,50% ou menos, Mn: 0,80 a 1,50%, P: 0,008% ou menos, S: 0,0015% ou menos, Al: 0,080% ou menos, Nb: 0,005 a 0,050%, Ca: 0,0010 a 0,0040%, N: 0,0080% ou menos, O: 0,0030% ou menos e o restante é Fe e impurezas inevitáveis, Ceq expresso pela equação (1) é 0,320 ou mais, o PHIC expresso pela equação (2) é 0,960 ou menos, ACRM expresso pela equação (3) é 1,00 a 4,00 e PCA expresso pela equação (4) é 4,00 ou menos; uma microestrutura em uma direção da espessura de tubulação contém 90% ou mais bainita e 1% ou menos martensita-austenita constituinte em uma região que se estende de uma posição 2 mm de uma superfície interna a uma posição 2 mm de uma superfície externa; em uma distribuição de dureza na direção da espessura de tubulação, uma dureza de uma região além de uma área de segregação central é 220 Hv10 ou menos e uma dureza da área de segregação central é 250 Hv0,05 ou menos; e os eixos geométricos principais de poros, inclusões e agregados de inclusão que estão presentes em uma porção que se estende de uma posição 1 mm da superfície interna a uma posição 3/16

de uma espessura de tubulação (T) e em uma porção que se estende de uma posição a 1 mm da superfície externa a uma posição 13/16 da espessura de tubulação (T) na direção da espessura de tubulação são de 1,5 mm ou menos:

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

$$PHIC = 4,46C + 2,37Mn/6 + (1,74Cu + 1,7Ni)/15 + (1,18Cr + 1,95Mo + 1,74V)/5 + 22,36P \text{ ---equação (2)}$$

$$ACRM = (Ca - (1,23O - 0,000365))/(1,25S) \text{ ---equação (3)}$$

$$PCA = 10.000CaS^{0,28} \text{ ---equação (4)}$$

em que os elementos de liga respectivos nas equações. (1) a (4) representam seus teores (% em massa) na composição química.

[0058] (2) o tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido de acordo com (1), em que a composição química da porção de tubulação de metal de base contém adicionalmente, em termos de % em massa, pelo menos um selecionado dentre Cu: 0,50% ou menos, Ni: 1,00% ou menos, Cr: 0,50% ou menos, Mo: 0,50% ou menos, V: 0,100% ou menos e Ti: 0,030% ou menos.

[0059] (3) O tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido de acordo com (1) ou (2), em que a espessura de tubulação é 20 mm ou mais e T/D é 0,045 ou menos (T representa a espessura de tubulação (mm) e D representa um diâmetro de tubulação (min)).

[0060] (4) Um método para produzir um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido, em que o método inclui reaquecer uma chapa continuamente fundida que tem a composição química de acordo com (1) ou (2) pra 1.000 a 1.150 °C; laminar a quente a chapa reaquecida em uma razão de redução total de 40 a 90% em uma faixa de temperatura não recristalizada; conduzir o

resfriamento acelerado de uma temperatura superficial de $Ar3 - t \text{ } ^\circ\text{C}$ ou mais (em que t representa uma espessura de placa (mm)) a uma temperatura na faixa de 200 a 400 $^\circ\text{C}$, em que o resfriamento de 700 a 600 $^\circ\text{C}$ é conduzida a uma taxa média de resfriamento de 200 $^\circ\text{C/s}$ ou menos em uma porção que se estende de uma posição a 1 mm de uma superfície frontal a uma posição 3/16 da espessura de placa e em uma porção que se estende de uma posição a 1 mm de uma superfície posterior a uma posição 13/16 da espessura de placa em uma direção da espessura de placa e a uma taxa de resfriamento de 20 $^\circ\text{C/s}$ ou mais em um centro na direção da espessura de placa; conduzir, imediatamente após o resfriamento acelerado, reaquecimento a uma temperatura superficial de 525 $^\circ\text{C}$ ou mais e uma temperatura central de espessura de placa de 400 a 500 $^\circ\text{C}$; conduzir o trabalho a frio para flexionar a placa resultante em uma tubulação; e soldar as porções de extremidade unidas de duas bordas para formar uma tubulação de aço soldada.

[0061] (5) O método para produzir um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido de acordo com (4), em que após a laminação a quente, a desincrustação é conduzida em uma pressão de pinçamento do fluxo de injeção de 1 MPa ou mais a uma superfície de placa de aço imediatamente antes do resfriamento acelerado.

[0062] (6) O método para produzir um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido de acordo com (4) ou (5), em que uma espessura de tubulação é 20 mm ou mais e T/D é 0,045 ou menos (T representa a espessura de tubulação (mm) e D representa um diâmetro de tubulação (mm)).

[0063] (7) Um método para julgar a resistência a HIC de um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido, em que, após uma tubulação de aço soldada ser produzida pelo

método de acordo com qualquer um de (4) a (6), as amostras são recortadas de um metal de base da tubulação de aço e a detecção de falha ultrassônica é conduzida com uma sonda de 20 MHz ou mais alta em uma porção que se estender de uma posição a 1 mm de uma superfície interna a uma posição 3/16 da espessura de tubulação e em uma porção que se estende de uma posição a 1 mm de uma superfície externa a uma posição 13/16 da espessura de tubulação em uma direção da espessura de tubulação, em que a detecção de falha ultrassônica é conduzida através de uma região que tem uma área de pelo menos 200 mm² em uma direção circunferencial de tubulação e uma direção longitudinal de tubulação para detectar se há ou não um valor de leitura que indica 1,5 mm ou mais.

EFEITOS VANTAJOSOS DA INVENÇÃO

[0064] A presente invenção tem alta aplicabilidade industrial uma vez que um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido que tem uma espessura de parede de 20 mm ou mais e excelente resistência a HIC em várias posições na direção da espessura de tubulação pode ser fornecida assim como um método de produção para o mesmo.

DESCRIÇÃO DAS MODALIDADES

[0065] A composição química, microestrutura e a distribuição de dureza de uma porção de metal de base de tubulação de aço de um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido de acordo com a presente invenção será descrito agora.

COMPOSIÇÃO QUÍMICA

[0066] Na descrição abaixo, "%" significa por cento em massa.

[0067] C: 0,020 a 0,060%

[0068] O carbono (C) é encontrado em altas concentrações na área de segregação central e acelera a segregação de outros elementos na área de segregação central. A partir do ponto de vista de alcançar a

resistência a HIC, o teor de C é, dessa forma, preferencialmente baixo e é, dessa forma, limitado a 0,060% ou menos. Uma vez que C é um elemento que é barato e eficaz para aumentar a resistência, o teor de C é 0,020% ou mais e de preferência 0,025 a 0,055% para o metal de base alcançar a resistência suficiente.

[0069] Si: 0,50% ou menos

[0070] O silício (Si) é um elemento usado para desoxidação e é contido uma vez o mesmo diminui as quantidades de inclusões e contribui para aumentar a resistência. Em um teor de Si que excede 0,50%, a robustez de HAZ é significativamente deteriorada e bem como a soldabilidade. Dessa forma, o limite superior do teor de Si é 0,50%. O teor de Si é de preferência 0,40% ou menos e com mais preferência na faixa de 0,05 a 0,40%.

[0071] Mn: 0,80 a 1,50%

[0072] O manganês (Mn) é encontrado em concentrações particularmente altas na área de segregação central e aumenta a dureza da área de segregação central. Dessa forma, o teor de Mn é de preferência baixo para se obter a resistência a HIC. Visto que a dureza da área de segregação central se torna mais alta e a resistência a HIC não pode ser alcançada independente do ajuste de outros elementos de liga em um teor de Mn que excede 1,50%, o limite superior é definido para 1,50%. Enquanto isso, o Mn é barato, contribui para aumentar a resistência e suprime a formação de ferrita durante o resfriamento. Para se obter esses efeitos, 0,80% ou mais de Mn precisa ser adicionado. O teor de Mn é com mais preferência 1,00 a 1,50%. P: 0,008% ou menos

[0073] O fósforo (P) é encontrado em concentrações particularmente altas na área de segregação central e aumenta significativamente a dureza na área de segregação central. Consequentemente, o teor de P é de preferência tão baixo quando possível. Entretanto, diminuir o teor de P aumenta o custo de produção

de aço e, dessa forma, até 0,008% de P é permitido. Com mais preferência, o teor de P é 0,006% ou menos.

[0074] S: 0,0015% ou menos

[0075] O enxofre (S) é encontrado em concentrações particularmente altas na área de segregação central, forma MnS na área de segregação central e significativamente deteriora a resistência a HIC. Dessa forma, o teor de S é de preferência tão baixo quanto possível. Uma vez que a diminuir o teor de S aumenta o custo de produção de aço, até 0,0015% de S é permitido. Com mais preferência, o S teor é 0,0008% ou menos.

[0076] Al: 0,080% ou menos

[0077] O alumínio (Al) é um elemento essencial para diminuir as quantidades de inclusões através da desoxidação. Entretanto, a um teor de Al que se estende 0,08%, os problemas como a deterioração da robustez de HAZ, a degradação da soldabilidade e obstrução de alumina dos bocais de entrada submergidos durante a fundição contínua ocorrem. Dessa forma, o limite superior é 0,08%. O teor de Al é com mais preferência 0,05% ou menos.

[0078] Nb: 0,005 a 0,050% de nióbio (Nb), se o mesmo existir como Nb soluto, expande a faixa de temperatura não recristalizada durante a laminação controlada e contribui para a manutenção a robustez do metal de base. Para se obter tais efeitos, pelo menos 0,005% de Nb precisa ser adicionado. Por outro lado, o Nb é encontrado em altas concentrações na área de segregação central e se precipitam como NbCN ou NbTiCN bruto durante a solidificação, desse modo, servindo como pontos de partida de HIC e deteriorando a resistência a HIC. Dessa forma, o limite superior do teor de Nb é 0,05%. O teor de Nb é com mais preferência 0,010 a 0,040%.

[0079] Ca: 0,0010 a 0,0040%

[0080] O cálcio (Ca) suprime a formação de MnS na área de

segregação central e acentua a resistência a HIC. Para se obter tais efeitos, pelo menos 0,0010% de Ca é necessário. Quando o Ca for adicionado excessivamente, os agregados de CaO são gerados próximo à superfície ou na zona de acúmulo de inclusão e a resistência a HIC é deteriorada. Consequentemente, o limite superior é 0,0040%.

[0081] N: 0,0080% ou menos

[0082] O nitrogênio (N) é um elemento de impureza inevitável, mas não degrada a robustez de metal de base ou a resistência a HIC desde que o teor de N seja 0,0080% ou menos. Dessa forma, o limite superior é 0,08%.

[0083] O: 0,0030% ou menos

[0084] O oxigênio (O) é um elemento de impureza inevitável e degrada a resistência a HIC sob uma superfície ou na zona de acúmulo de inclusão, que resulta do aumento nas quantidades de Al_2O_3 e CaO. Dessa forma, o teor de O é de preferência baixo. Entretanto, diminuir o teor de O aumenta o custo de produção de aço. Dessa forma, até 0,0030% de O é permitido. O teor de O é com mais preferência 0,0020% ou menos.

[0085] Ceq (%): 0,320 ou mais

[0086] O equivalente de carbono (Ceq) (%) é um indicador da quantidade de um elemento de liga necessário para garantir a resistência do metal de base de um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido e é definido para 0,320 ou mais. O limite superior não é particularmente especificado, mas é de preferência 0,400 ou menos do ponto de vista da soldabilidade. Ceq (%) é determinado pela seguinte equação:

[0087]
$$\text{Ceq (\%)} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cu} + \text{Ni})/15 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5$$

[0088] em que os elementos de liga respectivos representam teores (% em massa) na composição química.

[0089] PHIC (%): 0,960 ou menos

[0090] O PHIC (%) é um parâmetro do grau de dureza da área de segregação central. Conforme o valor de PHIC aumenta, a dureza da área de segregação central aumenta e a ocorrência de HIC no centro na direção da espessura de tubulação é acelerada. Desde que o PHIC (%) seja 0,960 ou menos, a dureza da área de segregação central pode ser ajustada para 250 Hv0,05 ou menos e a excelente resistência a HIC pode ser mantida. Dessa forma, o limite superior é 0,960. PHIC é com mais preferência 0,940 ou menos. PHIC (%) é determinado pela seguinte equação:

$$[0091] \quad \text{PHIC (\%)} = 4,46C + 2,37\text{Mn}/6 + (1,74\text{Cu} + 1,7\text{Ni})/15 + (1,18\text{Cr} + 1,95\text{Mo} + 1,74\text{V})/5 + 22,36\text{P}$$

[0092] em que os elementos de liga respectivos representam teores (% em massa) na composição química.

[0093] ACRM (%): 1,00 a 4,00

[0094] ACRM (%) é um indicador para quantificar o efeito de Ca no controle da morfologia de MnS. Em um ACRM (%) de 1,00 ou mais, a formação de MnS na área de segregação central é suprimida e a ocorrência de HIC no centro da direção da espessura de tubulação é suprimida. Em um ACRM (%) que se estende 4,00, os agregados de CaO são facilmente formados e HIC facilmente ocorre. Dessa forma, o limite superior é 4,00. ACRM (%) é com mais preferência 1,00 a 3,50. ACRM (%) é determinado pela seguinte equação:

$$[0095] \quad \text{ACRM (\%)} = (\text{Ca} - (1,23\text{O} - 0,000365))/(1,25\text{S}) \text{ em que os elementos de liga respectivos representam teores (\% em massa) na composição química.}$$

[0096] PCA (%): 4,00 ou menos

[0097] O PCA (%) é um indicador de um limite para a formação de agregado de CaO por Ca. Em PCA (%) que excede 4,00, os agregados de CaO são facilmente formados e o HIC é propenso a ocorrer próximo à superfície e na zona de acúmulo de inclusão. Dessa forma, o limite

superior é definido para 4,00. PCA (%) é determinado pela seguinte equação:

[0098] $PCA (\%) = 10.000CaS^{0,28}$

[0099] em que os elementos de liga respectivos representam teores (% em massa) na composição química.

[00100] Os elementos descritos acima são os elementos de composição básicos do tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido de acordo com a presente invenção e o restante é Fe e impurezas inevitáveis. Na presente invenção, o tubo de condução pode conter pelo menos um dos seguintes elementos de liga do ponto de vista de aprimorar a resistência do metal de base e robustez de HAZ.

[00101] Cu: 0,50% ou menos

[00102] O cobre (Cu) contribui para aumentar a resistência do metal de base, mas também é um elemento encontrado em altas concentrações na área de segregação central. Dessa forma, a incorporação excessiva de Cu deve ser evitada. Em um teor de Cu que excede 0,50%, a soldabilidade e a robustez de HAZ são degradadas. Dessa forma, quando Cu tiver de ser contido, o limite superior do teor de Cu será 0,50%.

[00103] Ni: 1,00% ou menos

[00104] O níquel (Ni) contribui para aumentar a resistência do metal de base, mas também é um elemento encontrado em altas concentrações na área de segregação central. Dessa forma, a incorporação excessiva de Ni deve ser evitada. Em um teor de Ni que excede 1,00%, a soldabilidade é degradada e Ni é um elemento caro. Dessa forma, quando Ni tiver de ser contido, o limite superior do teor de Ni será 1,00%.

[00105] Cr: 0,50% ou menos

[00106] O cromo (Cr) contribui para aumentar a resistência do metal

de base, mas também é um elemento encontrado em altas concentrações na área de segregação central. Dessa forma, a incorporação excessiva de Cr deve ser evitada. Em um teor de Cr que excede 0,50%, a soldabilidade e a robustez de HAZ são degradadas. Dessa forma, quando Cr tiver de ser contido, o limite superior do teor de Cr será 0,50%.

[00107] Mo: 0,50% ou menos

[00108] O molibdênio (Mo) contribui para aumentar a resistência do metal de base, mas também é um elemento encontrado em altas concentrações na área de segregação central. Dessa forma, a incorporação excessiva de Mo deve ser evitada. Em um teor de Mo que excede 0,50%, a soldabilidade e a robustez de HAZ são degradadas. Dessa forma, quando Mo tiver de ser contido, o limite superior do teor de Mo será 0,50%.

[00109] V: 0,100% ou menos

[00110] O vanádio (V) contribui para aumentar a resistência do metal de base, mas também é um elemento encontrado em altas concentrações na área de segregação central. Dessa forma, a incorporação excessiva de V deve ser evitada. Em um teor de V que excede 0,50%, a soldabilidade e a robustez de HAZ são degradadas. Dessa forma, quando V tiver de ser contido, o limite superior do teor de V será 0,100%.

[00111] Ti: 0,030% ou menos

[00112] O titânio (Ti) forma TiN e, desse modo, diminui a quantidade de N dissolvido, suprime a degradação da robustez de metal de base e aprimora a robustez de HAZ. Entretanto, a incorporação excessiva de Ti promove a formação de NbTiCN na área de segregação central e deteriora o HIC. Quando Ti tiver de ser contida, o limite superior do teor de ti será 0,030%.

MICROESTRUTURA

[00113] Na descrição abaixo, % indica a fração de área. Já para a microestrutura de uma porção de metal de base de uma tubulação de aço, a microestrutura em uma porção que se estende de uma posição a 2 mm da superfície interna a uma posição a 2 mm da superfície externa na direção da espessura de tubulação é ajustada para conter 90% ou mais bainita. A superfície interna é a superfície no lado interno da tubulação de aço e a superfície externa é a superfície no lado externo da tubulação de aço.

[00114] A microestrutura da porção de metal de base da tubulação de aço é de preferência uma estrutura de fase única para impedir o HIC. A microestrutura é de preferência uma microestrutura de fase única de bainita uma vez que a uma estrutura de bainita é necessária para obter uma resistência desejável para as linhas de tubulações de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido.

[00115] A fração de estrutura de bainita (fração de área) é de preferência 100%. Entretanto, uma incorporação de menos de 10% das outras estruturas não afeta a prevenção do HIC. Dessa forma, a fração de estrutura de bainita é definida para 90% ou mais e com mais preferência 95% ou mais.

[00116] Os exemplos das outras estruturas incluem pelo menos um selecionado dentre ferrita, cementita e martensita-austenita constituinte (que pode, doravante neste documento, ser denominado MA). Uma vez que MA serve como uma trajetória de propagação para HIC, a MA pode degradar a resistência a HIC. Em uma MA de 1% ou menos, a influência da MA na resistência a HIC é pequena. Dessa forma, o limite superior é definido para 1% e com mais preferência 0,5%.

DISTRIBUIÇÃO DE DUREZA

[00117] Em uma distribuição de dureza na direção da espessura de tubulação, a dureza de uma região além de uma área de segregação central é 220 Hv10 ou menos e a dureza da área de segregação central

é 250 Hv0,05 ou menos.

[00118] Em um tubo de condução de alta resistência e parede grossa, o HIC próximo à superfície apresenta um problema e, dessa forma, a dureza da superfície é de preferência baixa. Desde que o comprimento máximo das inclusões e dos poros próximos à superfície seja 1,5 mm ou menos, a ocorrência de HIC próximo à superfície pode ser suprimida ajustando-se a dureza da porção próxima à superfície para 220 Hv10 ou menos e com mais preferência para 210 Hv0,05 ou menos.

[00119] A ocorrência da HIC na área de segregação central pode ser suprimida no aço que tem a composição descrita acima se a dureza da área de segregação central for 250 Hv0,05 ou menos. Dessa forma, o limite superior é definido para 250 Hv0,05.

POROS E INCLUSÕES PRÓXIMOS À SUPERFÍCIE

[00120] Os eixos geométricos principais de poros, inclusões e agregados de inclusão encontrados em uma porção que se estende de uma posição a 1 mm da superfície interna para uma posição 3/16 da espessura de tubulação (T) e em uma porção que se estende de uma posição a 1 mm da superfície externa para uma posição 13/16 da espessura de tubulação (T) na direção da espessura são de 1,5 mm ou menos

[00121] O HIC próximo à superfície ocorre quando um ou mais selecionados dentre poros, inclusões e agregados de inclusão (agregados de CaO) estão presentes. Quando a dureza próxima à superfície é diminuída para 220 Hv10 ou menos e com mais preferência 210 Hv10 ou menos e também quando o tamanho dos agregados de CaO e dos poros for 1,5 mm ou menos em termos de eixo principal, a resistência a HIC não será degradada. As inclusões podem ser medidas por qualquer método como observação microscópica de uma seção tomada próxima à superfície ou uma inspeção não destrutiva.

Entretanto, uma vez que a medição necessita ser conduzida em um objeto que tem um grande volume, uma inspeção não destrutiva como a detecção de falha ultrassônica é preferida.

[00122] Na condução de detecção de falha ultrassônica, uma amostra é cortada da porção de metal de base da tubulação de aço e a medição é conduzida nas mesmas porções da amostra que as porções em que o HIC ocorre próximo à superfície. A medição é conduzida com uma sonda de 20 MHz ou mais alta sobre uma região que tem uma área de pelo menos 200 mm² na direção circunferencial de tubulação e a direção longitudinal de tubulação confirma que não há leitura que indique 1,5 mm ou mais. No presente documento, as mesmas porções da amostra que as porções em que o HIC ocorre significam uma porção que se estende de uma posição a 1 mm da superfície interna para uma posição 3/16 da espessura de tubulação (T) e em uma porção que se estende de uma posição a 1 mm da superfície externa para uma posição 13/16 da espessura de tubulação (T) na direção da espessura.

[00123] É necessário usar uma sonda de 20 MHz ou mais alta para detectar a inclusões de 1,5 mm ou maiores em tamanho. Um material de teste que tem a mesma espessura que a amostra e que é cortado de um metal de base de uma tubulação de aço na qual poros de 1,5 mm são formados é submetida à detecção de falha antes. Então, a amostra cortada do metal de base da tubulação de aço é submetida à detecção de falha. Se o eco de reflexão da amostra for mais alto que o eco detectado do material de teste, a amostra é julgada como contendo inclusões de 1,5 mm ou maiores em tamanho.

MÉTODO PARA PRODUZIR UM METAL DE BASE DE UMA TUBULAÇÃO DE AÇO

[00124] Um método preferencial para produzir um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido de acordo com a presente invenção será descrito agora.

[00125] Temperatura de aquecimento de chapa: 1.000 a 1.150 °C'

[00126] A resistência aumenta a uma alta temperatura de aquecimento de chapa, mas a robustez é degradada. Dessa forma, a temperatura de aquecimento de chapa precisa ser definida dentro de uma faixa ideal de acordo com a resistência e robustez desejada. Em uma temperatura de aquecimento de chapa inferior a 1.000 °C, o Nb soluto não pode ser obtido e ambas a resistência e a robustez do metal de base são degradadas. Dessa forma, o limite inferior é 1.000 °C. Em uma temperatura de aquecimento de chapa que excede 1.150 °C, o NbCN bruto gerado na área de segregação central agrega e embrutece ainda mais, deteriorando a ocorrência de HIC. Dessa forma, o limite superior é 1.150 °C.

[00127] Razão de redução total na faixa de temperatura não recristalizada: 40 a 90%

[00128] A laminação nas faixas de temperatura não recristalizada tem efeitos de aplainamento da microestrutura e aprimora a robustez do metal de base. Para se obter esses efeitos, uma razão de redução de 40% ou mais é necessária e, dessa forma, o limite inferior é definido para 40%. Em uma razão de redução acima de 90%, o efeito de aprimorar a robustez do metal de base já é saturado e, dessa forma, não é grande e a habilidade para parar a propagação de HIC é degradada. Dessa forma, o limite superior é 90%. A razão de redução total é com mais preferência na faixa de 60 a 85%.

[00129] Temperatura de partida de resfriamento acelerado: $Ar3 - t$ °C ou mais (em que t é a espessura de placa (mm)) em termos de uma temperatura superficial da placa de aço.

[00130] A fim de forma uma microestrutura bainita homogênea, a temperatura de partida de resfriamento acelerado é $Ar3 - t$ °C ou mais (em que t é a espessura de placa (mm)) e com mais preferência $Ar3 - t/2$ °C ou mais (em que t é a espessura de placa (mm)).

[00131] Temperatura de parada de resfriamento acelerado: 200 a 400 °C em termos da temperatura superficial da placa de aço.

[00132] Quanto menor a temperatura de parada de resfriamento acelerado, mais alta a resistência. Entretanto, em uma temperatura de parada de resfriamento menor que 200 °C, a microestrutura entre as telas de bainita se transformam em MA. Além disso, a área de segregação central passa por transformação de martensita e isso induz HIC. A uma temperatura de parada de resfriamento que excede 400 °C, parte da austenita não transformada transforma para MA e induz HIC. Dessa forma, o limite superior é 400 °C.

[00133] A taxa média de resfriamento de resfriamento acelerado: 200 °C/s ou menos próxima à superfície e 20 °C/s ou mais no centro da placa na direção da espessura.

[00134] Quando a taxa de resfriamento do resfriamento acelerado próxima à superfície for alta, a dureza de superfície aumenta e o HIC facilmente ocorre. A fim de ajustar a dureza de superfície a 220 Hv10 ou inferior após a formação de tubulação, a taxa de resfriamento próxima à superfície necessita ser 200 °C/s ou menos. Dessa forma, o limite superior é 200 °C/s. Aqui no presente documento, próxima à superfície se refere a uma porção que se estende de uma posição a 1 mm da superfície interna para a posição 3/16 da espessura de placa (t) e uma porção que se estende de uma posição a 1 mm da superfície externa para a posição 13/16 da espessura de placa (t). A taxa de resfriamento próxima à superfície durante o resfriamento acelerado é determinada pelo cálculo de condução de calor da temperatura superficial medindo-se a temperatura próxima à superfície. A temperatura superficial é uma temperatura em uma superfície de uma placa de aço.

[00135] Quanto mais alta a taxa de resfriamento no centro na direção da espessura, mais alta a resistência do metal de base. A taxa de

resfriamento no centro na direção da espessura é definida para 20 °C/s ou mais a fim de obter uma resistência desejada em um material de parede grossa.

[00136] A taxa de resfriamento nas porções próximas à superfície algumas vezes aumenta localmente se a incrustação espessa permanecer na superfície. A fim de diminuir de maneira estável a dureza de superfície, as incrustações são de preferência removidas através da desincrustação de uma pressão de injeção de 1 MPa ou mais imediatamente antes do resfriamento acelerado.

[00137] O reaquecimento após o resfriamento acelerado: 525 °C ou mais na superfície e 400 a 500 °C no centro da placa na direção da espessura

[00138] A fim de diminuir a dureza de superfície e a quantidade de MA, o reaquecimento é conduzido imediatamente após o resfriamento acelerado. A temperatura de reaquecimento é de preferência alta na superfície do ponto de vista de diminuir a dureza. Entretanto, na faixa do resfriamento acelerado da presente invenção, uma dureza desejada é obtida desde que a temperatura de reaquecimento seja 525 °C ou mais. Dessa forma, o limite inferior é definido para 525 °C. A porção central da placa na direção da espessura necessita ser aquecida para 400 °C ou mais a fim de decompor a MA gerada pelo resfriamento acelerado. Do ponto de vista de garantir as propriedades de resistência e de DWTT, o limite superior é 500 °C.

[00139] Desde que a composição mencionada acima e o método de produção sejam satisfeitos, é possível satisfazer as propriedades de resistência e DWTT exigidas para o material do tubo de condução e alcançar a excelente resistência a HIC.

EXEMPLOS

[00140] Os aços que têm as composições químicas mostradas na Tabela 1 foram formados em chapas através de um processo de

fundição contínuo. As chapas foram reaquecidas, laminadas a quente, submetidas ao resfriamento acelerado e, então, reaquecidas sob as condições mostradas na Tabela 4.2. As placas de aço foram formadas em tubulações de aço soldadas através da formação de UOE (razão de compressão em prensagem de O: 0,25%, razão de expansão de tubulação = 0,95%). A taxa de resfriamento no centro da placa na direção da espessura durante o resfriamento acelerado e a temperatura no centro da placa na direção da espessura durante o reaquecimento após o resfriamento acelerado foram determinadas através do cálculo de condução de aquecimento da temperatura da superfície de placa (temperatura superficial).

[00141] A fração de bainita na microestrutura do metal de base de cada tubulação de aço foi medida preparando-se amostras gravadas com nital tomadas em uma posição a 2 mm da superfície interna, a uma posição a 2 mm da superfície externa e no centro na direção da espessura de tubulação e observando-se as amostras com um microscópio óptico. O valor mais baixo entre as frações de bainita observadas nas três posições foi empregado. Já para a MA, as amostras submetidas à gravura em duas etapas foram tomadas em uma posição a 2 mm da superfície interna, a uma posição a 2 mm da superfície externa e no centro na direção da espessura. As imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (SEM) em uma ampliação de 2.000X foram fotografadas, a fração de área foi determinada através do processamento de imagens e a fração de área máxima entre as três posições foi determinada.

[00142] A dureza nas porções além da área de segregação central da tubulação de aço foi medida com um equipamento para teste de dureza Vicker sob uma carga de 10 kg. A medição foi executada a intervalos de 1 mm de uma posição a 1 mm da superfície interna para uma posição a 1 mm da superfície externa e o valor máximo foi

empregado. A dureza da área de segregação central foi medida com um micro equipamento para teste de dureza Vicker sob uma carga de 50 g. A medição foi tomada em 20 pontos na área de segregação central e o valor máximo foi empregado.

[00143] Os poros e as inclusões próximos à superfície foram medidos através de varredura de C (com uma sonda de 25 MHz). Na medição, cinco amostras retangulares de 10 mm em espessura, 100 mm na direção longitudinal e 20 mm na direção circunferencial de tubulação foram cortados da superfície interna da tubulação de aço e dispostas em um detector com o lado de superfície interna voltado para baixo. Então, a detecção de falha foi conduzida definindo-se uma porta de detecção de falha em uma porção que se estende de uma posição a 1 mm da superfície interna para a posição 3/16T. Um material de teste que tem os poros de 1,5 mm em diâmetro e a mesma espessura que essas amostras foi submetido à detecção de falha para determinar as condições e sob o qual os valores de leitura desses poros é 100% em sensibilidade. Mediante as condições, as amostras foram testadas e julgadas como tendo inclusões ou poros de 1,5 mm ou maiores em tamanho se o valor de leitura excedeu 100%.

[00144] A resistência da tubulação de aço foi avaliada a partir do teste de tração de espessura completa API tomado na direção circunferencial de tubulação e as tubulações de aço que exibiram uma resistência à tração 560 MPa ou mais alta foram classificadas como aceitáveis. Um teste de ruptura por queda de peso (DWTT) foi realizado em duas tubulações cada um a 0 °C e as tubulações de aço que tiveram uma área de cisalhamento por cento média de 85% ou mais alta foram classificadas como aceitáveis. Um teste de HIC foi realizado com uma solução de NACE TMO284-2003 A em três tubulações cada. As tubulações de aços que tiveram um valor máximo de 10% ou menos na avaliação de CLR foram classificadas como aceitáveis (excelente

resistência a HIC).

[00145] Os resultados da observação das microestruturas das tubulações de aço soldadas obtidos, os resultados da detecção de falha ultrassônica e os resultados do teste de material são mostrados na Tabela 3. As tubulações de aço soldadas dentro da faixa da presente invenção foram todos confirmados exibir as propriedades de resistência e de DWTT exigidas para as linhas de tubulações e excelente resistência a HIC. Das tubulações de aço soldadas com a composição química e/ou as condições de processo fora da faixa da presente invenção, aqueles tendo uma fração de bainita da microestrutura, a fração de MA ou a distribuição de dureza fora da faixa da presente invenção foram inferiores aos exemplos dentro da faixa da presente invenção em termos de avaliação de CLR no teste de HIC.

[00146] As tubulações de aços (tubulações de aços nº 12, 14, 15 e 16) que têm uma fração de bainita da microestrutura, uma fração de MA e uma distribuição de dureza dentro da faixa da presente invenção, mas produzidas sob as condições fora do escopo da presente invenção exibiram as propriedades de resistência à tração ou de DWTT inferiores embora a avaliação de CLR no teste de HIC foi comparável aos Exemplos da presente invenção

TABELA 1

(% EM MASSA)																				
Tipo de Aço	C	SI	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Ca	N	O	Ceq	PHIC	ACR M	PCA
A	0,043	0,30	1,00	0,007	0,0004	0,026		0,35	0,30	0,18	0,030	0,045	0,010	0,0032	0,0035	0,0016	0,338	0,940	3,19	3,58
B	0,051	0,30	1,41	0,003	0,0003	0,030				0,22	0,041			0,0013	0,0020	0,0009	0,330	0,937	1,49	1,34
C	0,028	0,40	1,30	0,003	0,0010	0,028	0,30	0,25		0,20	0,030		0,012	0,0026	0,0020	0,0010	0,321	0,847	1,39	3,76
D	0,045	0,08	1,32	0,003	0,0004	0,035	0,45	0,55	0,20		0,009		0,015	0,0025	0,0045	0,0015	0,372	0,951	2,04	2,80
E	0,062	0,20	1,25	0,003	0,0003	0,020		0,20	0,15	0,18	0,028		0,010	0,0025	0,0032	0,0015	0,350	0,966	2,72	2,58
F	0,035	0,30	1,55	0,004	0,0004	0,023	0,20	0,18		0,15	0,032	0,045	0,013	0,0026	0,0035	0,0016	0,358	0,976	1,99	2,91
G	0,038	0,30	1,15	0,005	0,0005	0,024			0,25	0,22	0,035	0,030	0,008	0,0020	0,0030	0,0017	0,330	0,891	0,44	2,38
H	0,042	0,28	1,25	0,004	0,0008	0,032	0,31	0,30	0,30		0,033		0,012	0,0036	0,0035	0,0015	0,351	0,911	2,12	4,89

Nota 1: Sublinhado indica que os valores estão fora do escopo da presente invenção

Nota 2: $Ceq (\%) = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$ equação (1)

$PHIC (\%) = 4,46C + 2,37Mn/6 + (1,74Cif + 1,7Ni)/15 + (1,18Cr + 1,95Mo + 1,74V)/5 + 22,36P$ equação (2)

$ACRM (\%) = (Ca - (1,23O - 0,000365))/(1,25S)$ equação (3)

$PCA (\%) = 10.000CaS^{0,28}$ equação (4)

[00147] Nas equações (1) a (4), os elementos de liga respectivos representam teores (% em massa) na composição química.

TABELA 2

Tubulação de aço	Tipo de aço	Espessura de tubulação t (mm)	Diâmetro externo D (mm)	T/D	Aquecimento de chapa (°C)	Razão de redução na faixa de temperatura não recristalizada (%)	FT (C)	Pressão de pinçamento do fluxo de injeção do desincrustação (MPa)	Partida de resfriamento (°C)	Taxa de resfriamento próximo à superfície (°C/s)	Taxa de resfriamento no centro na direção da espessura (°C/s)	Parada de resfriamento (°C)	Temperatura de reaquecimento de superfície (°C)	Temperatura de reaquecimento de espessura de placa central (°C)
1	A	31,8	914	0,035	1100	70	820		780	150	36	330	555	450
2	A	31,8	914	0,035	1100	85	820	1,5	780	80	38	320	530	410
3	B	38,0	1219	0,031	1110	80	840		800	95	28	250	560	480
4	C	27,7	813	0,034	1030	50	830		780	100	34	380	530	480
5	C	27,7	813	0,034	1060	50	850		800	160	38	350	560	450
6	C	27,7	813	0,034	1070	50	860		810	180	40	330	480	420
7	D	24,0	914	0,026	1050	70	800		740	150	42	330	560	480
8	D	24,0	914	0,026	1020	70	860	1,5	800	95	45	370	620	<u>550</u>
9	A	31,8	914	0,035	1090	70	820		780	<u>250</u>	42	350	580	480
10	A	31,8	610	<u>0,052</u>	1100	70	820		780	100	30	330	550	450
11	A	31,8	914	0,035	1050	70	840		800	150	35	380		„
12	A	31,8	914	0,035	1050	70	840		800	150	35	<u>450</u>	530	480
13	B	24,0	914	0,026	1110	70	860	1,5	800	90	38	<u>560</u>	600	490
14	B	38,0	1219	0,031	1050	<u>25</u>	840	1,5	850	110	32	350	550	460
15	B	38,0	1219	0,031	1110	80	840	1,5	800	40	12	250	530	420
16	C	27,7	813	0,034	<u>1200</u>	80	830		780	100	34	320	555	420
17	D	24,0	914	0,026	1110	70	770		<u>720</u>	110	37	350	550	450
18	E	36,9	914	0,040	1080	70	840		800	120	35	320	580	490
19	F	36,9	914	0,040	1080	70	840		800	120	34	310	550	450
20	G	29,9	1219	0,025	1100	70	810		760	130	33	360	530	415
21	FI	31,8	914	0,035	1070	70	850	1,5	800	80	35	320	560	440

Nota 1: Sublinhado indica que as Figuras estão fora do escopo da presente invenção

Nota 2: T representa a espessura de tubulação (mm) e D representa o diâmetro externo de tubulação (mm).

TABELA 3

Tubulação de aço	Tipo de aço	Fração de bainita na microestrutura (%)	Fração de MA na microestrutura (%)	Dureza máxima nas regiões além da área de segregação central (HV10)	Dureza máxima na área de segregação central (HV0,05)	Valor de leitura máximo na direção ultrassônica desde que a detecção de poros de 1,5 mm fosse assumida como sendo 100% (%)	Resistência à tração (MPa)	0 °C DWTT (%)	CLR de HIC (0/0)
1	A	100	0,1	205	210	90	565	100	2,5
2	A	100	0,2	215	225	85	580	100	2,0
3	B	100	0,5	216	210	20	575	100	1,2
4	C	100	0,1	205	200	30	565	100	0,0
5	C	100	0,5	210	203	30	590	100	4,5
6	C	100	0,5	<u>225</u>	210	30	580	100	<u>12,5</u>
7	D	90	0,5	200	230	40	580	100	3,6
8	D	100	0,1	200	230	40	580	<u>60</u>	0,0
9	A	100	0,2	<u>226</u>	225	90	585	100	<u>12,9</u>
10	A	100	0,3	<u>225</u>	210	90	565	100	<u>13,0</u>
11	A	100	<u>1,5</u>	<u>235</u>	235	90	580	100	<u>12,5</u>
12	A	100	0,8	190	230	90	<u>550</u>	100	0,0
13	B	100	<u>2,5</u>	195	<u>260</u>	20	560	100	<u>12,0</u>
14	B	100	0,6	210	215	20	595	<u>15</u>	0,0
15	B	100	0,5	200	210	20	<u>540</u>	100	0,0
16	C	100	0,6	212	215	30	595	<u>5</u>	5,5
17	D	<u>60</u>	0,8	190	225	40	560	100	<u>15,5</u>
18	E	100	0,3	210	<u>275</u>	45	580	100	<u>12,9</u>
19	F	100	0,3	211	<u>260</u>	50	585	100	<u>12,8</u>
20	G	100	0,2	215	200	30	570	100	<u>25,0</u>
21	H	100	0,3	203	215	<u>130</u>	575	100	<u>14,5</u>

Nota: Sublinhado indica que os valores estão fora do escopo da presente invenção

REIVINDICAÇÕES

1. Método para produzir um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido, caracterizado pelo fato de que o método compreende

reaquecer uma chapa fundida continuamente para 1.000 a 1.150 °C, sendo que a referida chapa apresenta uma composição química que contém em termos de % em massa, C: 0,020 a 0,060%, Si: 0,50% ou menos, Mn: 0,80 a 1,50%, P: 0,008% ou menos, S: 0,0015% ou menos, Al: 0,080% ou menos, Nb: 0,005 a 0,050%, Ca: 0,0010 a 0,0040%, N: 0,0080% ou menos, O: 0,0030% ou menos, e, opcionalmente, pelo menos um selecionado dentre Cu: 0,50% ou menos, Ni: 1,00% ou menos, Cr: 0,50% ou menos, Mo: 0,50% ou menos, V: 0,100% ou menos e Ti: 0,030% ou menos, e o restante é Fe e impurezas inevitáveis;

Ceq expresso pela equação (1) é 0,320 ou mais, PHIC expresso pela equação (2) é 0,960 ou menos, ACRM expresso pela equação (3) é 1,00 a 4,00 e PCA expresso pela equação (4) é 4,00 ou menos;

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

$$\text{PHIC} = 4,46\text{C} + 2,37\text{Mn}/6 + (1,74\text{Cu} + 1,7\text{Ni})/15 + (1,18\text{Cr} + 1,95\text{Mo} + 1,74\text{V})/5 + 22,36\text{P} \quad \text{equação (2)}$$

$$\text{ACRM} = (\text{Ca} - (1,23\text{O} - 0,000365))/(1,25\text{S}) \quad \text{equação (3)}$$

$$\text{PCA} = 10.000\text{CaS}^{0,28} \quad \text{equação (4)}$$

em que os elementos de liga respectivos nas equações (1) a (4) representam seus teores (% em massa) na composição química;

laminar a quente a chapa reaquecida em uma razão de redução total de 40 a 90 % em uma faixa de temperatura não recristalizada; conduzir o resfriamento acelerado de uma temperatura superficial de $\text{Ar3} - t$ °C ou mais (em que t representa uma espessura

de placa (mm)) a uma temperatura na faixa de 200 a 400 °C, em que o resfriamento de 700 a 600 °C é conduzida a uma taxa média de resfriamento de 200 °C/s ou menos em uma porção que se estende de uma posição a 1 mm de uma superfície frontal a uma posição 3/16 da espessura de placa e em uma porção que se estende de uma posição a 1 mm de uma superfície posterior a uma posição 13/16 da espessura de placa em uma direção da espessura de placa e a uma taxa de resfriamento de 20 °C/s ou mais em um centro na direção da espessura de placa;

conduzir, imediatamente após o resfriamento acelerado, reaquecimento a uma temperatura superficial de 525 °C ou mais e uma temperatura central de espessura de placa de 400 a 500 °C;

conduzir o trabalho a frio para flexionar a placa resultante em uma tubulação; e

soldar as porções de extremidade unidas de duas bordas para formar uma tubulação de aço soldada.

2. Método para produzir um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido, de acordo com a reivindicação 1, caracterizado pelo fato de que após a laminação a quente, a desincrustação é conduzida em uma pressão de pinçamento do fluxo de injeção de 1 MPa ou mais a uma superfície de placa de aço imediatamente antes do resfriamento acelerado.

3. Método para produzir um tubo de condução de alta resistência e parede grossa para serviço com gás ácido, de acordo com a reivindicação 1 ou 2, caracterizado pelo fato de que uma espessura de tubulação é 20 mm ou mais e T/D é 0,045 ou menos (T representa a espessura de tubulação (mm) e D representa um diâmetro de tubulação (mm)).