



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

(11) PI 0613973-6 B1

(22) Data do Depósito: 25/07/2006

(45) Data de Concessão: 27/02/2018



(54) Título: MÉTODO PARA PRODUÇÃO DE UM TUBO DE AÇO SEM COSTURA TENDO GRÃOS DE AUSTENITA COM UM NÚMERO DE TAMANHO DE GRÃO CONFORME ASTM E 112 SUPERIOR OU IGUAL A 7,2

(51) Int.Cl.: C21D 8/10; C21D 9/08; C22C 38/00; C22C 38/22

(30) Prioridade Unionista: 25/07/2005 JP 2005-214723

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

(72) Inventor(es): YUJI ARAI; KEIICHI NAKAMURA

"MÉTODO PARA PRODUÇÃO DE UM TUBO DE AÇO SEM COSTURA TENDO GRÃOS DE AUSTENITA COM UM NÚMERO DE TAMANHO DE GRÃO CONFORME ASTM E 112 SUPERIOR OU IGUAL A 7,2".

Campo Técnico

[001] A presente invenção refere-se a um método para produção de um tubo de aço sem costura. Mais especificamente, a presente invenção refere-se a um método para produzir um tubo de aço sem costura, tendo um alto limite de elasticidade (YS) de não menos que 759 MPa juntamente com uma alta razão de rendimento e que seja excelente em tenacidade e resistência à fissuração por sulfeto, por um processo de têmpera de baixo custo na linha.

Fundamentos da Técnica

[002] Um tubo de aço sem costura, que é mais confiável que um tubo soldado, é frequentemente usado em um ambiente rigoroso de poços de petróleo ou poços de gás (doravante coletivamente referidos como "poços de petróleo") ou em ambientes de alta temperatura, e o aumento da resistência, a melhoria da tenacidade e a melhoria na resistência à acidez são, portanto, consistentemente necessários. Particularmente, em poços de petróleo a serem desenvolvidos no futuro, o aumento na resistência e a melhoria na tenacidade do tubo de aço são mais do que nunca necessários porque um poço de alta profundidade tornar-se-á o objetivo final, e um tubo de aço sem costura também tendo resistência à fissuração por sulfeto (doravante "resistência SSC" para encurtar) é crescentemente requerido porque o tubo é usado em um ambiente corrosivo severo.

[003] A dureza, quer dizer, a densidade de deslocamento, de um produto de aço cresce à medida que a resistência é aumentada, e a quantidade de hidrogênio que penetra no produto de aço aumenta para tornar o produto de aço frágil ao estresse devido à alta densidade

de deslocamento. Consequentemente, a resistência SSC geralmente se deteriora contra o aumento na resistência do produto de aço que é usado em um ambiente rico em sulfeto de hidrogênio. Particularmente, quando um membro que tem o limite de elasticidade desejado é produzido pelo uso de um produto de aço com uma baixa razão de "limite de elasticidade/limite de resistência à tração" (doravante referida como razão de rendimento), o limite de resistência à tração e a dureza estão aptos a aumentar, e a resistência SSC se deteriora notadamente. Portanto, quando a resistência do produto de aço é aumentada, é importante aumentar-se a razão de rendimento para manter a dureza baixa.

[004] Embora seja preferível produzir o produto de aço em uma microestrutura martensítica revenida uniforme para aumentar a razão de rendimento, apenas isto não é suficiente. Um método para também aumentar a razão de rendimento na microestrutura martensítica revenida é o refino dos grãos da austenita anterior (doravante referido meramente como "grãos de austenita"). O mencionado refino dos grãos de austenita é também eficaz para aumentar a dureza de um produto de aço de alta resistência.

[005] Entretanto, o refino dos grãos de austenita precisa de um tratamento de têmpera off-line, o que deteriora a eficiência da produção e aumenta a energia usada. Portanto, atualmente esse método é desvantajoso devido à racionalização de custo, melhoria na eficiência da produção e economia de energia que são indispensáveis para os produtores.

[006] Assim, algumas tecnologias para o refino dos grãos de austenita pela adição de Nb, em um processo de produção que inclui um tratamento de têmpera em linha altamente produtivo, estão descritas nos Documentos da Patente 1 a 3. Além disso, uma tecnologia para o refino de grãos de austenita pelo controle dos teores de N e Nb, em

um processo de produção que inclui um tratamento de têmpera em linha, está descrita no Documento da Patente 4.

[007] Documento da Patente 1: Publicação de Patente Japonesa aberta à inspeção pública nº 05-271772

[008] Documento da Patente 2: Publicação de Patente Japonesa aberta à inspeção pública nº 08-311551

[009] Documento da Patente 3: Publicação de Patente Japonesa aberta à inspeção pública nº 2000-219914

[0010] Documento da Patente 4: Publicação de Patente Japonesa aberta à inspeção pública nº 2001-11568

Descrição da Invenção

Problemas a Serem Resolvidos pela Invenção

[0011] As tecnologias descritas nos Documentos de Patente 1 e 2 acima mencionados compreendem provocar a precipitação fina de carbonitreto de Nb durante a laminação a quente e o reaquecimento antes do têmpera direto, para refinar os grãos de austenita pela utilização do seu efeito de fixação. Entretanto, a solubilidade do Nb em um aço depende grandemente de uma temperatura na faixa de 800 a 1100°C. Consequentemente, ligeiras diferenças de temperatura resultam em variações na quantidade de carbonitreto de Nb precipitados. Portanto, quando a temperatura varia no tubo de aço durante o processo de produção do tubo pelo trabalho a quente, os grãos de austenita produzem estruturas de grãos mistos devido à variação na quantidade de carbonitreto de Nb precipitados. Em adição, as variações na quantidade de Nb dissolvida em um têmpera direto levam a variações na quantidade de carbonitreto de Nb finos recém depositados no tratamento de revenido, que é o tratamento térmico final, e, por conseguinte, a variações no grau de endurecimento por precipitação e também a variações na resistência do interior do tubo de aço; como resultado, nenhum tubo de aço confiável pode ser obtido. Assim, no caso

da produção de um tubo de aço, que tenha alta resistência e excelente resistência SSC por um tratamento de têmpera em linha, a adição de Nb é desfavorável.

[0012] Por outro lado, a tecnologia descrita no Documento de Patente 3 restringe o teor de Nb a um nível baixo, dentro da faixa de 0,005 a 0,012%, para se obter Nb dissolvido no tratamento de têmpera em linha e, assim, reduzir as variações na resistência. Entretanto, o Nb dissolvido se precipita como carbonitretos de Nb muito finos na etapa de revenido e isso contribui para o endurecimento por precipitação, e assim a influência do teor de Nb na resistência aumenta substancialmente, de forma que variações no teor de Nb resultam em variações na resistência. Portanto, torna-se necessário variar a temperatura do revenido conforme as variações no teor de Nb no aço; assim, a tecnologia não é econômica.

[0013] Conforme a tecnologia descrita no Documento de Patente 4, um tubo de aço escasso em variação de resistência e excelente em resistência SSC pode ser produzido executando-se um tratamento de têmpera em linha. Entretanto, conforme mostrado na seção do exemplo, a restrição nos teores de C, Cr, Mn, e Mo são insuficientes, de forma que os tubos de aço obtidos são baixos em razão de rendimento. Portanto, apenas tubos de aço que tenham um limite de elasticidade menor que 759 MPa (110 ksi) podem adquirir a excelente resistência SSC.

[0014] Consequentemente, é um objetivo da presente invenção fornecer um método para produção de um tubo de aço sem costura, que tenha uma alta resistência e uma excelente dureza e, em adição, que tenha uma alta razão de rendimento e excelente resistência SSC, por um meio eficiente que seja capaz de realizar economia de energia.

Meios para Resolver os Problemas

[0015] A essência da presente invenção são métodos para produzir tubos sem costura mostrados em (1) e (2) a seguir.

(1) Um método para produção de um tubo de aço sem costura, que compreende as etapas de produzir um tubo aquecendo-se uma barra de aço, que tem uma composição química na base de % em massa, C: 0,15 a 0,20%, Si: não menos que 0,01% a menos que 0,15%, Mn: 0,05 a 1,0%, Cr: 0,05 a 1,5%, Mo: 0,05 a 1,0%, Al: não mais que 0,10%, V: 0,01 a 0,2%, Ti: 0,002 a 0,03%, B: 0,0003 a 0,005% e N: 0,002 a 0,01%, sob a condição de que as fórmulas (1) e (2) a seguir sejam satisfeitas, com o saldo sendo Fe e impurezas, onde o teor de P é de não mais que 0,025%, pó teor de S é de não mais que 0,010% e o teor de Nb é de menos de 0,005% entre as impurezas, até uma temperatura de 1000 a 1250°C seguido da laminação de produção do tubo a uma temperatura final de laminação ajustada para 900 a 1050°C, e então resfriando-se o tubo de aço resultante diretamente de uma temperatura não inferior que o ponto de transformação Ar_3 seguido de revenido a uma faixa de temperaturas de 600°C até o ponto de transformação Ac_1 ou, ao invés do acima, após a mencionada laminação de produção do tubo, dar um aquecimento complementar ao tubo de aço resultante em uma faixa de temperaturas do ponto de transformação Ar_3 até 1000°C na linha, e então resfriando-se o mesmo de uma temperatura não inferior ao ponto de transformação Ar_3 seguido de revenido a uma faixa de temperaturas de 600°C até o ponto de transformação Ac_1 :

$$C + (Mn/6) + (Cr/5) + (Mo/3) \geq 0,43 \dots (1),$$

$$Ti \times N < 0,0002 - 0,0006 \times Si \dots (2),$$

onde C, Mn, Cr, Mo, Ti, N e Si nas fórmulas (1) e (2) acima representam o percentual em massa dos respectivos elementos.

(2) Um método para produção de um tubo de aço sem costura, que compreende as etapas de produzir-se um tubo pelo aqueci-

mento de uma barra de aço, que tenha uma composição química na base de percentual em massa, C: 0,15 a 0,20%, Si: não menos que 0,01% a menos que 0,15%, Mn: 0,05 a 1,0%, Cr: 0,05 a 1,0%, Mo: 0,05 a 1,0%, Al: não mais que 0,10%, V: 0,01 a 0,2%, Ti: 0,002 a 0,03%, B: 0,0003 a 0,005% e N: 0,002 a 0,01% e, também, um ou mais elementos selecionados entre Ca: 0,0003 a 0,01%, Mg: 0,0003 a 0,01% e REM: 0,0003 a 0,01%, sob a condição de que as fórmulas (1) e (2) a seguir sejam satisfeitas, com o saldo sendo Fe e impurezas, onde o teor de é de não mais que 0,025%, o teor de S é de não mais que 0,010% e o teor de Nb é de menos de 0,005% entre as impurezas, para uma temperatura de 1000 a 1250°C seguido da laminação de produção do tubo a uma temperatura final de laminação ajustada para 900 a 1050°C, e então têmpera do tubo de aço resultante diretamente de uma temperatura não inferior ao ponto de transformação Ar_3 seguido de revenido a uma faixa de temperaturas de 600°C até o ponto de transformação Ac_1 ou, ao invés do acima, após a mencionada laminação de produção do tubo, aquecer complementarmente o tubo de aço resultante em uma faixa de temperaturas do ponto de transformação Ac_3 até 1000°C na linha, e então resfriá-lo bruscamente em uma temperatura não inferior ao ponto de transformação Ar_3 seguido de revenido a uma faixa de temperaturas de 600°C até o ponto de transformação Ac_1 :

$$C + (Mn/6) + (Cr/5) + (Mo/3) \geq 0,43 \quad \dots (1)$$

$$Ti \times N < 0,0002 - 0,0006 \times Si \quad \dots (2)$$

onde C, Mn, Cr, Mo, Ti, N e Si nas fórmulas (1) e (2) acima representam o percentual em massa dos respectivos elementos.

[0016] Doravante, as invenções (1) e (2) mencionadas acima referentes aos métodos para produção de um tubo de aço sem costura são referidos como "a presente invenção (1)" e "a presente invenção

(2)", respectivamente. Elas são algumas vezes referidas coletivamente de "a presente invenção".

[0017] O termo "REM" conforme usado na presente invenção é o nome geral de 17 elementos incluindo Sc, Y e lantanídeos, e o teor de REM significa a soma dos teores dos mencionados elementos.

Efeitos da Invenção

[0018] De acordo com a presente invenção, um tubo de aço sem costura, tendo uma microestrutura martensítica revenida fina e uniforme com grãos de austenita sendo finos e tendo um número de tamanho de grãos de não menos de 7, e tendo alta resistência e excelente dureza bem como uma alta razão de rendimento e excelente resistência SSC, pode ser produzida por meios eficazes e é capaz de realizar economia de energia.

Melhores Formas de Execução da Invenção

[0019] Para aumentar a resistência SSC, é necessário aumentar a razão de rendimento. Portanto, os presentes inventores inicialmente fizeram investigações em relação às influências dos elementos constituintes na razão de rendimento dos produtos de aço resfriados bruscamente e revenidos. Como resultado, as seguintes descobertas (a) a (e) foram obtidas.

(a) a razão de rendimento de um produto de aço tendo uma microestrutura resfriada bruscamente e revenida é mais significativamente influenciada pelo teor de C e, quando o teor de C é reduzido, a razão de rendimento geralmente aumenta.

(b) Mesmo se o teor de C for meramente reduzido, uma microestrutura resfriada bruscamente uniforme não pode ser obtida uma vez que a capacidade de endurecimento é deteriorada e a razão de rendimento não pode ser suficientemente aumentada.

(c) A capacidade de endurecimento reduzida devido à redução do teor de C pode ser melhorada adicionando-se B para fazer

sua segregação nos limites dos grãos e também para suprimir a transformação de ferrita dos limites dos grãos. Entretanto, isto somente não é suficiente, então a adição simultânea de Mn, Cr e Mo, cada um a um nível de teor adequado, é indispensável.

(d) Quando o valor da fórmula " $C + (Mn/6) + (Cr/5) + (Mo/3)$ " é ajustado para não menos que 0,43, uma microestrutura uniforme resfriada bruscamente pode ser obtida nos equipamentos gerais de têmpera brusco de tubos de aço. Na fórmula acima, C, Mn, Cr e MO representam o percentual em massa dos respectivos elementos.

(e) Quando o valor da fórmula acima é de não menos que 0,43, a dureza em uma posição a 10 mm da extremidade resfriada bruscamente em um teste Jominy excede a dureza correspondente a uma razão de martensita de 90% e uma capacidade de endurecimento satisfatória pode ser garantida. O mencionado valor é preferivelmente ajustado para não menos que 0,45 e, mais preferivelmente, para não menos que 0,47.

[0020] As investigações acima revelaram assim que mesmo quando o limite de elasticidade está acima de 758 MPa (110 ksi), a dureza pode ser mantida a um nível baixo e uma excelente resistência SSC pode ser garantida se a razão de rendimento for aumentada.

[0021] Portanto, para aumentar a eficiência da produção, os produtos de aço foram aquecidos, furados, alongados, laminados e finalmente laminados a uma temperatura de laminação de acabamento não inferior ao ponto de transformação Ar_3 . Então os tubos de aço resultantes foram resfriados bruscamente na linha a partir de uma temperatura não inferior ao ponto de transformação Ar_3 e também revenidos, e as propriedades dos tubos obtidos foram examinadas.

[0022] Como resultado, foi revelado que no caso do tratamentos de têmpera em linha, onde os tubos de aço foram laminados e acabados a uma temperatura não inferior ao ponto de transformação Ar_3 e

têm um limite de elasticidade excedendo 759 MPa (110 ksi) foram submetidos a um tratamento de têmpera direto enquanto a sua temperatura não era inferior ao mencionado ponto de transformação Ar_3 , ou onde esses tubos eram aquecidos complementarmente em um forno de aquecimento suplementar ajustado no ponto de transformação Ar_3 ou acima e então submetido ao têmpera, tal processo para tornar os grãos mais finos pela repetição da transformação e da transformação inversa que são descobertos em um tratamento de têmpera off-line está ausente. Portanto, no caso do mencionado tratamento de têmpera em linha, o tamanho dos grãos de austenita aumenta e a dureza se deteriora em alguns casos.

[0023] Consequentemente, os presentes inventores chegaram à conclusão de que para se obter um tubo de aço que tenha tal alta resistência, que o limite de elasticidade seja maior que 759 MPa (110 ksi), e que também tenha excelente dureza por um processo de laminação de produção do tubo e têmpera em linha, é necessário tornar os grãos de austenita mais finos após terminar a laminação de produção do tubo.

[0024] Então, os presentes inventores fizeram investigações intensivas na pesquisa de um método para tornar os grãos de austenita mais finos no tratamento de têmpera em linha onde a laminação de produção do tubo e o tratamento de têmpera são completados a altas faixas de temperaturas. Como resultado, as descobertas (f) e (g) a seguir foram inicialmente obtidas.

(f) Para produzir grãos mais finos de austenita no tratamento de têmpera em linha, é necessário dispersar finamente as partículas capazes de mostrar um efeito de aglutinação nos limites dos grãos, mesmo a altas temperaturas.

(g) TiN, que é dificilmente dissolvido mesmo a altas temperaturas e dificilmente torna-se bruto, pode ser usado nas partículas de

aglutinação acima mencionadas. Quer dizer, quando o TiN é disperso finamente durante o aquecimento antes da laminação de produção do tubo a partir de uma barra de aço, torna-se possível produzir grãos de austenita mais finos no tubo de aço antes do tratamento de têmpera em linha.

[0025] Então, para outra investigação na procura de um método para dispersar o TiN, barras de aço contendo vários componentes foram usados e examinados quanto às quantidades de TiN precipitado. Quer dizer, espécimens de teste para análise dos resíduos das extrações e réplicas das extrações foram tiradas da parte central de cada uma das barras de aço, lingotadas por meio de uma máquina de lingotamento contínuo usando um molde de seção redonda, chamado de "barras redondas CC", e as quantidades de TiN precipitado e o seu estado de dispersão foram examinados por uma análise de resíduos de extração e por observações em um microscópio eletrônico. Como resultado, as descobertas (h) e (i) a seguir foram obtidas.

(h) Para a dispersão fina de TiN no momento de aquecimento antes da laminação de produção do tubo a partir das barras de aço, é importante que a composição do aço contenha grandes quantidades de Ti e de N. Entretanto, a mera adição de Ti e N em grandes quantidades resulta na nucleação de TiN em um estado de alta temperatura durante a solidificação, o que resulta nos núcleos de TiN tornando-se brutos.

(i) Não apenas os teores de Ti e N, mas também o teor de Si exerce uma grande influência na quantidade de TiN precipitado e, portanto, controlando-se o teor de Si, é possível evitar a formação e o embrutecimento do TiN durante a solidificação, enquanto se permite que o Ti e o N sejam contidos em grandes quantidades. Quer dizer, mesmo quando os aços têm o mesmo teor de Ti e de N, a quantidade de TiN precipitado nas barras de aço é menor se houver aço com um

menor teor de Si; o Ti existe na forma de um estado supersaturado nas barras de aço. Isto é presumivelmente devido à inibição da formação e do crescimento de TiN no momento da solidificação pela redução do teor de Si.

[0026] A seguir, os presentes inventores usaram barras de aço (barras redondas CC) contendo várias quantidades de TiN precipitado, aqueceram e furaram as mesmas e então as submeteram à laminação de produção de tubos e ao tratamento de têmpera em linha, e examinaram os tamanhos dos grãos de austenita após o mencionado tratamento de têmpera em linha. Como resultado, a seguinte descoberta importante (j) foi obtida.

(j) Quanto menor for a quantidade de TiN precipitada nas barras de aço, menor é o tamanho do grão de austenita após o tratamento de têmpera em linha. Isto é devido ao fato de que o TiN começa a se precipitar na menor temperatura na ocasião em que a temperatura das barras de aço que contêm Ti e N dissolvidos antes da laminação de produção dos tubos é aumentada da temperatura ambiente até altas temperaturas, e estão finamente dispersas e efetivamente funcionam como partículas de aglutinação. O TiN é estável na fase austenita e não se dissolverá na matriz mesmo a altas temperaturas, de forma que ele produz estavelmente e confiavelmente o efeito de partículas de aglutinação.

[0027] Como resultado, os presentes inventores chegaram à conclusão que para tornar os grãos de austenita mais finos no processo de têmpera em linha, é importante usar-se barras de aço em pequenas quantidades de TiN precipitado, quer dizer, barras de aço nas quais o Ti e o N são dissolvidos cada um em um estado supersaturado.

[0028] Portanto, os presentes inventores fizeram exames detalhados em relação à relação entre os teores de Ti, N e Si e as quantida-

des de Ti e N dissolvidos nas barras. Como resultado, a seguinte descoberta (k) foi obtida.

(k) Para produzir os grãos de austenita suficientemente finos pelo tratamento de têmpera em linha, é necessário que a barra de aço satisfaça a fórmula (2) a seguir, onde Ti, N e Si representam o percentual em massa dos respectivos elementos:

$$Ti \times N < 0,0002 - 0,0006 \times Si \quad \dots (2)$$

[0029] Os presentes inventores também examinaram as influências dos elementos de ligação e da temperatura de aquecimento do lingote de aço antes da laminação na dureza e na resistência SSC de um produto de aço que foi produzido pelo tratamento de têmpera em linha e de revenido. Um exemplo dos resultados obtidos é como segue.

[0030] Inicialmente, cada um dos aços A a C tendo composições químicas mostradas na tabela 1 foi fundido pelo uso de um forno de fundição a vácuo de 150 kg, e então cada fundido foi lingotado em um molde na forma de um prisma tetragonal do qual cada lado tinha 200 mm de comprimento produzindo um lingote de aço.

Tabela 1 (1ª parte)

Aço	Composição química (% em massa) saldo: Fe e impurezas															
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B	Ca	Al	N	Valor de A	Fórmula (2)
A	0,16	0,11	0,81	0,010	0,002	0,35	0,51	0,08	-	0,015	0,0010	0,0025	0,042	0,0040	0,535	○
B	0,16	0,12	0,80	0,010	0,002	0,36	0,44	0,07	-	0,025	0,0015	0,0025	0,033	0,0077	0,512	×
C	0,16	0,13	0,67	0,010	0,003	0,33	0,16	0,09	-	0,017	0,0010	0,0022	0,035	0,0044	0,391	○
Na coluna "valor A", o valor indica o lado esquerdo da fórmula (1), isto é, "C + (Mn/6) + (Cr/5) + (Mo/3)"																
Na coluna "Fórmula (2)", o caso onde a fórmula "Ti x N < 0,0002 - 0,0006 x Si" é satisfeita sendo indicado pelo símbolo "O" e o caso onde a mencionada fórmula não é satisfeita sendo indicado pelo símbolo "x".																

Tabela 1 (2ª parte)

Aço	Ti dissolvido	Ponto de transformação (C)			JHRC10	(C%x58)+27
		Ac1	Ac3	Ar3		
A	0,011	476	869	762	41,4	36,3
B	0,002	744	855	754	41,8	36,3
C	0,009	740	859	750	31,6	36,3
"Ti dissolvido" significa o valor obtido subtraindo-se o teor de Ti no resíduo do teor de Ti. JHRC10 significa a dureza Rockwell C na posição a 10 mm da extremidade resfriada bruscamente no teste Jominy. "(C% x 58) + 27" indica o valor previsto da dureza Rockwell C a uma razão de martensita de 90% com base no teor de C.						

[0031] Um pequeno espécime cilíndrico de teste com um diâmetro de 10 mm e um comprimento de 100 mm foi tirado da porção central superior de cada lingote de aço, obtido em uma direção de cima para baixo, para teste de extração de resíduos, e submetido à análise do resíduo de extração, e foi examinado o teor de Ti no resíduo. Posteriormente, um corpo de prova de Jominy foi tirado de uma parte do lingote de aço e, após a austenitização a 950°C, submetido ao teste de Jominy, e a capacidade de endurecimento de cada aço foi examinada.

[0032] O valor obtido subtraindo-se o teor de Ti no resíduo do teor de Ti em cada lingote de aço está mostrado em "Ti dissolvido" na tabela 1. Na coluna "fórmula (2)", que se refere aos teores de Ti, N e Si na tabela 1, o caso onde a fórmula (2) é satisfeita está indicado pelo símbolo "o" e o caso onde a mencionada fórmula (2) não é satisfeita está indicado pelo símbolo "x". Na tabela 1, o valor da fórmula " $C + (Mn/6) + (Cr/5) + (Mo/3)$ " ("valor A" na tabela 1) e os pontos de transformação Ac_1 , Ac_3 e Ar_3 são também mostrados para cada aço.

[0033] Além disso, a dureza Rockwell C na posição a 10 mm da extremidade resfriada bruscamente no teste Jominy ($JHRC_{10}$) de cada aço A a C e o valor previsto da dureza Rockwell C a uma razão martensítica de 90% correspondente ao teor de C de cada aço está mostrado na tabela 1. A posição a 10 mm da extremidade resfriada bruscamente no teste Jominy corresponde à taxa de resfriamento de cerca de 20°C/segundo. O valor previsto da dureza Rockwell C a uma razão de martensita de 90% com base no valor do teor de C é dado por " $(C\% \times 58) + 27$ " conforme mostrado no documento citado abaixo:

[0034] J. M. Hodge e M. A. Orehoski: "Relationship between hardenability and percentage martensite in some low-alloy steels", Trans. AIME, 167 (1946), págs. 627-642.

[0035] A seguir, o remanescente de cada lingote foi dividido em 5 porções, que foram submetidas a um tratamento térmico de enchar-

camento a várias temperaturas, dentro da faixa de 1000 a 1300°C por 2 horas, conforme mostrado na tabela 2, e então imediatamente transferidas para um laminador a quente e laminadas em chapas de aço com 16 mm de espessura a uma temperatura de laminação de acabamento de não menos de 950°C. Cada chapa de aço laminada a quente foi então transferida para um forno de aquecimento antes da sua temperatura de superfície tornar-se menor que o ponto de transformação Ar_3 e deixada ficar ali a 950°C por 10 minutos para um aquecimento complementar, e então inserido e resfriado bruscamente a água em um tanque de água agitada de 930°C.

[0036] Corpos de prova para observação das microestruturas foram cortadas de cada uma das chapas de aço assim obtidas como na condição de resfriadas bruscamente a água e medidas quanto ao tamanho de grão de austenita conforme o método da ASTM E 112. O remanescente de cada chapa de aço foi submetido a um tratamento de revenido de encharcamento a uma temperatura de 690°C ou 700°C por 30 minutos, conforme mostrado na tabela 2.

Tabela 2

Aço	Marca	Temperatura de aquecimento do lingote de aço antes da laminação (C)	Temperatura de aquecimento complementar após a laminação (C)	Temperatura de têmpera (C)	Temperatura de revenido (C)	Número do tamanho de grão da austenita	Propriedades de tensão			Dureza	Resistência SSC
							YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)		
A	1	1000	950	930	700	10,0	841	862	97,6	-70	95%YS
	2	1100				9,5	841	869	96,8	-65	95%YS
	3	1200				8,5	869	897	96,9	-58	90%YS
	4	1250				7,5	862	903	95,4	-50	90%YS
	5	1300				4,0	876	924	94,8	-8	90%YS
B	1	1000	950	930	690	6,8	854	917	93,1	8	90%YS
	2	1100				6,3	821	883	93,0	6	90%YS
	3	1200				5,7	848	924	91,8	7	90%YS
	4	1250				5,4	862	952	90,6	12	90%YS
	5	1300				3,5	869	966	90,0	10	90%YS
C	1	1000	950	930	690	9,6	800	903	88,5	-60	85%YS
	2	1100				8,9	828	940	88,0	-57	80%YS
	3	1200				8,0	841	952	88,4	-48	80%YS
	4	1250				7,0	848	966	87,9	-43	80%YS
	5	1300				3,2	869	1007	86,3	5	75%YS

[0037] Então, os corpos de prova nº 4 para teste de tensão regulados pela JIS Z 2201 (1998) e os corpos de prova com 10 mm de largura cortados em V regulados pela JIS Z 2202 (1998) foram cortados da porção central (na direção da espessura da chapa) de cada chapa de aço revenida na direção de laminação, e as propriedades de tensão e de dureza foram examinadas. Quer dizer, o limite de elasticidade (YS), o limite de resistência à tração (TS), e a razão de rendimento (YR) foram medidas pelo teste de tensão à temperatura ambiente. Além disso, o teste de impacto de Charpy foi executado para determinar a temperatura de transição de energia (vTE).

[0038] Além disso, corpos de prova de barra redonda com um diâmetro de 6,35 mm e um comprimento de 25,4 mm foram cortados da porção central (na direção da espessura da chapa) de cada chapa de aço após o revenido na direção paralela à direção de laminação, e foram executados testes quanto à resistência SSC de acordo com o método NACE-TM-0177-A-96. Isto é, o estresse crítico (estresse máximo aplicado que não provoca ruptura em um tempo de teste de 720 horas, mostrado pela razão para o limite de elasticidade real de cada chapa de aço) foi medido na circunstância de 0,5% de ácido acético + 5% de solução aquosa de cloreto de sódio saturada com sulfeto de hidrogênio da pressão parcial de 101325 Pa (1 atm) a 25°C.

[0039] O número do tamanho de grão de austenita de cada chapa de aço na condição de resfriada bruscamente a água, e as propriedades de tensão, dureza e resistência SSC de cada chapa revenida estão mostrados na tabela 2.

[0040] O aço A satisfaz a fórmula (2) dada acima, conforme mostrado na tabela 1, e o teor de Ti dissolvido no seu lingote de aço é alto. Portanto, é possível fazer o TiN se precipitar suficientemente finamente para aquecer antes da laminação, e conforme mostrado na tabela 2 sob as marcas 1 a 4, os grãos de austenita foram tornados mais finos

e uma excelente dureza foi obtida empregando-se uma temperatura de aquecimento de 1000 a 1250°C antes da laminação. Além disso, conforme mostrado na tabela 1, o aço A satisfaz a fórmula (1) dada acima, de forma que mesmo quando ele é austenitizado a 950°C e resfriado bruscamente, uma microestrutura martensítica com uma razão de martensita não inferior a 90% pode ser garantida e a razão de rendimento é também alta, portanto a resistência SSC é excelente.

[0041] O aço B não satisfaz a fórmula (2) dada acima, conforme mostrado na tabela 1, e o teor de Ti dissolvido no seu lingote de aço é baixo. Portanto, o aquecimento antes da laminação falha em fazer o TiN se precipitar até uma extensão suficiente e, conforme mostrado na tabela 2, os grãos de austenita tornam-se brutos, de forma que a temperatura de transição de energia (vTE) é alta e a dureza é baixa.

[0042] O aço C satisfaz a fórmula (2) dada acima, conforme mostrado na tabela 1, e o teor de Ti dissolvido no seu lingote de aço é alto. Portanto, é possível fazer o TiN se precipitar suficientemente finamente pelo aquecimento antes da laminação, conforme mostrado na tabela 2 sob as marcas 1 a 4, os grãos de austenita foram produzidos mais finos pelo emprego de uma temperatura de aquecimento de 1000 a 1250°C antes da laminação. Entretanto, conforme mostrado na tabela 1, o valor A, isto é, o valor da fórmula representada por " $C + (Mn/6) + (Cr/5) + (Mo/3)$ " é 0,391, falhando em satisfazer a fórmula (1) dada acima, de forma que a capacidade de endurecimento é insuficiente. Portanto, o aço C é inferior em resistência SSC, conforme mostrado na tabela (2).

[0043] O TiN disperso finamente se agrega prontamente e tende a embrutecer a 1300°C. Portanto, quando a temperatura de aquecimento antes da laminação foi de 1300°C, todos os grãos dos aços A a C foram brutos.

[0044] A razão para especificar a composição química da barra de aço que é matéria-prima de um tubo de aço sem costura na presente invenção será descrita agora em detalhes.

C: 0,15 a 0,20%

[0045] O C é um elemento eficaz para aumentar a resistência do aço de modo barato. Entretanto, com o teor de C menor que 0,15%, um tratamento de revenido a baixa temperatura tem que ser executado para se obter a resistência desejada, o que causa uma deterioração da resistência SSC, ou a necessidade de adição de uma grande quantidade de elementos caros para garantir a capacidade de endurecimento. Por outro lado, com o teor de C excedendo 0,20%, a razão de rendimento é reduzida, e quando um limite de elasticidade desejado é obtido, é provocado um aumento da dureza, o que deteriora a resistência SSC. E, além disso, a dureza também se deteriora devido à ocorrência de carbonetos em grandes quantidades. Consequentemente, o teor de C é ajustado para 0,15 a 0,20%. A faixa preferível do teor de C é 0,15 a 0,18%, e a sua faixa mais preferível é 0,16 a 0,18%.

Si: não menos que 0,01% a menos de 0,15%

[0046] O Si é um elemento que melhora a capacidade de endurecimento do aço para melhorar a resistência em adição a um efeito de desoxidação, e um teor de 0,01% ou mais é necessário. Entretanto, quando o teor de Si é de 0,15% ou mais, o TiN bruto começa a se precipitar, afetando adversamente a dureza. Portanto, o teor de Si é ajustado para não menos que 0,01% a menos de 0,15%. A faixa preferível de teor de Si é 0,03 a 0,13%, e a sua faixa mais preferível é 0,07 a 0,12%.

Mn: 0,05 a 1,0%

[0047] O Mn é um elemento que melhora a capacidade de endurecimento do aço para melhorar a resistência em adição a um efeito de desoxidação, e um teor de 0,05% ou mais é necessário. Entretanto,

quando o teor de Mn excede 1,0%, a resistência SSC é deteriorada. Consequentemente, o teor de Mn é ajustado para 0,05 a 1,0%.

Cr: 0,05 a 1,5%

[0048] O Cr é um elemento para aumentar a capacidade de endurecimento do aço, e um teor de 0,05% ou mais é necessário para apresentar este efeito. Entretanto, quando o teor de Cr excede 1,5%, a resistência SSC é deteriorada. Portanto, o teor de Cr é ajustado para 0,05 a 1,5%. A faixa preferível do teor de Cr é 0,2 a 1,0%, e a faixa mais preferível é de 0,4 a 0,8%.

Mo: 0,05 a 1,0%

[0049] O Mo é um elemento eficaz para aumentar a capacidade de endurecimento do aço para garantir uma alta resistência e para aumentar a resistência SSC. Para se obter esses efeitos, é necessário controlar-se o teor de Mo para 0,05% ou mais. Entretanto, quando o teor de Mo excede 1,0%, carbonetos brutos são formados nos limites dos grãos da austenita, o que deteriora a resistência SSC. Portanto, o teor de Mo de 0,05 a 1,0% é necessário. A faixa preferível do teor de Mo é 0,1 a 0,8%.

Al: não mais que 0,10%

[0050] O Al é um elemento que tem um efeito de desoxidação e é eficaz para aumentar a dureza e a capacidade de trabalho. Entretanto, quando o teor de Al excede 0,10%, defeitos de riscos ocorrem notadamente. Consequentemente, o teor de Al é ajustado para não mais que 0,10%. Embora o limite inferior do teor de Al não seja particularmente ajustado porque o teor pode estar em um nível de impureza, o teor de Al é preferivelmente ajustado para não menos que 0,005%. A faixa preferível do teor de Al é 0,005 a 0,05%. O teor de Al aqui referido significa o teor de Al solúvel em ácido (o que chama-se "sol. Al").

V: 0,01 a 0,2%

[0051] O V se precipita como carbonetos finos no momento do revenido, e então aumenta a resistência. Para se obter esse efeito, é necessário controlar o teor de Mo para 0,01% ou mais. Entretanto, quando o teor de V excede 0,2%, carbonetos de V são formados em quantidades excessivas e provocam a deterioração na dureza. Portanto, o teor de V é ajustado para 0,01 a 0,2%. A faixa preferível do teor de V é 0,05 a 0,15%.

Ti: 0,002 a 0,03%

[0052] O Ti fixa o N no aço como um nitreto e torna o B presente em um estado dissolvido na matriz no momento do têmpera para fazê-lo criar um efeito de melhoria da capacidade de endurecimento. Além disso, em um processo de laminação de produção de tubos e têmpera em linha, o Ti se precipita como TiN fino abundantemente na etapa de aquecimento anterior à laminação de produção do tubo e tem um efeito de tornar mais finos os grãos de austenita. Para se obter esses efeitos de Ti, é necessário controlar o teor de Ti em 0,002% ou mais. Entretanto, quando o teor de Ti é de 0,03% ou mais, ele está presente como nitreto bruto, resultando na deterioração da resistência SSC. Consequentemente, o teor de Ti é ajustado para 0,002 a 0,03%. A faixa preferida do teor de Ti é 0,005 a 0,025%.

B: 0,0003 a 0,005%

[0053] O B tem um efeito de melhoria da capacidade de endurecimento. Embora o mencionado efeito de B possa ser obtido com um teor em um nível de impureza, o teor de B é preferivelmente ajustado a 0,0003% ou mais para se obter um efeito mais notável. Entretanto, quando o teor de B excede 0,005%, a dureza é deteriorada. Portanto, o teor de B é ajustado para 0,0003 a 0,005%. A faixa preferível do teor de B é 0,0003 a 0,003%.

N: 0,002 a 0,01%

[0054] Em um processo de laminação de produção de tubo e têmpera em linha, o N se precipita como TiN fino abundantemente na etapa de aquecimento antes da laminação de produção de tubos e tem um efeito de produzir grãos mais finos de austenita. Para se obter tal efeito do N, é necessário controlar o teor de N para 0,002% ou mais. Entretanto, quando o teor de N aumenta, em particular quando o teor de N excede 0,01%, ele provoca AlN e TiN brutos e, em adição, forma BN juntamente com B e provoca a redução na quantidade de B dissolvido na matriz, deteriorando assim marcadamente a capacidade de endurecimento. Portanto, o teor de N é ajustado para 0,002 a 0,01%.

[0055] Valor da fórmula representada por " $C + (Mn/6) + (Cr/5) (Mo/3)$ " : não menos que 0,43

[0056] A presente invenção pretende aumentar a razão de rendimento limitando o teor de C para melhorar a resistência SSC. Consequentemente, se os teores de Mn, Cr e Mo não são ajustados de acordo com o ajuste do teor de C, a capacidade de endurecimento é prejudicada para particularmente deteriorar a resistência SSC. Portanto, para garantir a capacidade de endurecimento, os teores de C, Mn, Cr e Mo devem ser ajustados de forma que o valor da fórmula representada por " $C + (Mn/6) + (Cr/5) (Mo/3)$ " seja não menos que 0,43, isto é, de forma que a fórmula (1) seja satisfeita. O valor preferível da fórmula representada por " $C + (Mn/6) + (Cr/5) (Mo/3)$ " é de não menos que 0,45, e o valor mais preferível é de não menos que 0,47.

[0057] Valor da fórmula representada por " $Ti \times N$ ": menor que o valor da fórmula representada por " $0,002 - 0,0006 \times Si$ "

[0058] Em um processo de laminação de produção de tubo e têmpera em linha, é necessário que o TiN seja finamente disperso para tornar os grãos de austenita mais finos. Então para fazer com que o TiN seja finamente disperso, é necessário inibir a geração de TiN no aço fundido e, portanto, inibir a formação e o embrutecimento de TiN

por ocasião da solidificação enquanto se permite que Ti e N sejam contidos abundantemente no aço fundido. Enquanto o TiN no aço fundido cresce muito rapidamente para produzir partículas brutas, o Si age de forma repulsiva no Ti e, quando o teor de Si é alto, a atividade do Ti aumenta, com o que a geração de TiN torna-se normal. Em outras palavras, é possível inibir a geração de TiN no aço fundido mantendo-se o teor de Si em níveis baixos mesmo quando os teores de Ti e de N são altos. E, quando o valor da fórmula representada por "Ti x N" for menor que o valor da fórmula representada por " $0,002 - 0,006 \times \text{Si}$ ", isto é, quando a fórmula (2) é satisfeita, é possível que o TiN seja finamente disperso abundantemente.

[0059] Na presente invenção é necessário restringir os teores de P, S e Nb entre as impurezas da maneira a seguir.

P: não mais que 0,025%

[0060] P é uma impureza do aço que provoca a deterioração da dureza que resultou da segregação dos limites dos grãos. Particularmente, quando o teor de P excede 0,025%, a rugosidade é notadamente deteriorada e a resistência SSC é também notadamente deteriorada. Portanto, é necessário controlar o teor de P para não mais que 0,025%. O teor de P é preferivelmente ajustado para não mais que 0,020% e, mais preferivelmente, para não mais que 0,015%.

S: não mais que 0,010%

[0061] S é também uma impureza do aço, e quando o teor de S excede 0,010%, a resistência SSC é seriamente deteriorada. Consequentemente, o teor de S é ajustado para não mais que 0,010%. O teor de S é preferivelmente ajustado para não mais que 0,005%.

Nb: menos de 0,005%

[0062] A solubilidade do Nb é altamente dependente da temperatura na faixa de 800 a 1100°C. Portanto, o Nb induz a formação de austenita de grão misto ou, em um processo de laminação de produ-

ção de tubo e têmpera em linha, causando, portanto, variações na resistência devido à heterogeneidade dos precipitados como resultantes da leve diferença de temperatura. Em particular, quando o teor de Nb for 0,005% ou mais, as variações na resistência tornam-se notáveis. Portanto, o teor de Nb é ajustado para menos de 0,005%. É preferível que o teor de Nb seja tão baixo quanto possível.

[0063] Das razões acima, a composição química da barra de aço que é matéria-prima de um tubo de aço sem costura no método para produção de tubo sem costura relativo à presente invenção (1) foi regulada como uma que contenha os elementos acima mencionados de C a N nas respectivas faixas de teores e satisfaz as fórmulas (1) e (2) dadas acima, com o saldo sendo Fe e impurezas, onde o teor de P é de não mais que 0,0025%, o teor de S é de não mais que 0,010% e o teor de Nb é de menos de 0,005% entre as impurezas.

[0064] A composição química da barra de aço, sendo matéria-prima de um tubo de aço sem costura no método para produção de um tubo sem costura relativo à presente invenção, pode seletivamente conter um ou mais elementos selecionados entre Ca: 0,0003 a 0,01%, Mg: 0,0003 a 0,01% e REM: 0,0003 a 0,01%. Isto é, um ou mais elementos entre acima mencionados Ca, Mg e REM podem ser adicionados como elementos aditivos opcionais.

Os elementos aditivos opcionais são descritos como segue:

Ca: 0,0003 a 0,01%, Mg: 0,0003 a 0,01%, REM: 0,0003 a 0,01%

[0065] Cada um entre Ca, Mg e REM, se adicionados, tem o efeito de aumentar a resistência SSC pela reação com o S no aço para formar um sulfeto melhorando assim a forma da impureza. Entretanto, quando o teor de cada um for menor que 0,0003%, tal efeito não pode ser obtido. Por outro lado, quando o teor de cada um exceder 0,01%, à medida que a quantidade de impurezas no aço aumenta, portanto o

índice de limpeza do aço deteriora e a resistência SSC também deteriora. Portanto, se Ca, Mg e REM são adicionados, os teores de cada um devem ser preferivelmente ajustados em 0,0003 a 0,01%. Os elementos acima, Ca, Mg e REM, podem ser adicionados sozinhos ou em combinação de dois ou mais deles.

[0066] Conforme já mencionado acima, o termo "REM" é o nome geral de 17 elementos incluindo Sc, Y e lantanóides, e o teor de REM significa a soma dos teores dos mencionados elementos.

[0067] Pela razão acima, a composição química da barra de aço que é matéria-prima de um tubo de aço sem costura no método para produção de um tubo sem costura relativo à presente invenção (2) foi regulada como sendo uma que contenha os elementos acima mencionados de C a N nas respectivas faixas de teores e, também, um ou mais elementos selecionados entre Ca: 0,0003 a 0,01%, Mg: 0,0003 a 0,01% e REM: 0,0003 a 0,01%, e que satisfaz as fórmulas (1) e (2) dadas acima, com o saldo sendo Fe e impurezas, onde o teor de P é de não mais que 0,025%, o teor de S é de não mais que 0,010% e o teor de Nb é de menos que 0,005% entre as impurezas.

[0068] O método para produção de um tubo de aço sem costura relativo à presente invenção é caracterizado na temperatura de aquecimento da barra de aço, na temperatura final de laminação e no tratamento térmico no final da laminação. Cada um será descrito abaixo.

(A) temperatura de aquecimento da barra de aço

[0069] A temperatura para aquecimento da barra de aço antes da laminação de produção do tubo de aço é preferivelmente tão baixa quanto possível. Entretanto, quando a temperatura é menor que 1000°C, o mandril peregrino é severamente danificado e a produção em massa em uma escala industrial torna-se impossível. Por outro lado, quando a temperatura está acima de 1250°C, as partículas de TiN, que estavam finamente dispersas na faixa de temperaturas mais bai-

xas, crescem à maneira do desenvolvimento de Ostwald e prontamente se agregam e tendem a embrutecer e, como resultado, seu efeito aglutinante deteriora. Portanto, a temperatura para aquecimento da barra de aço antes da laminação de produção do tubo é ajustada para 1000 a 1250°C. A temperatura de aquecimento da barra de aço é preferivelmente ajustada para 1050 a 1200°C, e mais preferivelmente ajustada para 1050 a 1150°C.

[0070] Não é necessário impor quaisquer condições particulares em relação ao aquecimento da barra de aço para a faixa de temperaturas mencionada acima antes da laminação de produção do tubo. Entretanto, quando a taxa de aquecimento é baixa, o TiN precipita finalmente no lado de baixa temperatura e isto cria grãos suficientemente finos e, portanto, o aquecimento é preferivelmente executado a uma taxa de aquecimento de não mais que 15°C/minuto. É também adequado empregar-se um padrão de aquecimento de duas etapas da barra de aço durante o aquecimento da temperatura ambiente até uma temperatura entre o ponto de transformação Ac_1 para o ponto de transformação Ac_3 , ou uma temperatura entre a sua vizinhança por um tempo de modo a dispersar finamente o TiN e então aquecê-la até a temperatura de aquecimento desejada. Além disso, o processo que submete a barra de aço ao tratamento de pré-aquecimento na faixa de temperatura entre 600°C e o ponto de transformação Ac_3 de modo a dispersar finamente o TiN na região da ferrita, então resfriando a barra de aço até a temperatura ambiente, e novamente pré-aquecer a barra de aço até a temperatura de aquecimento predeterminada antes da laminação de produção do tubo é também adequado.

[0071] A barra de aço que é servida como matéria-prima para um tubo de aço sem costura, é apenas necessário para conter o Ti dissolvido abundantemente. O método para produzir a mesma não é particularmente restrito. Entretanto, para se obter o Ti dissolvido abundante-

mente, é preferível empregar um processo de produção de barra de aço no qual a taxa de têmpera é alta. Portanto, por exemplo, a barra de aço é preferivelmente produzida em um equipamento de lingotamento contínuo usando um molde de seção redonda, ou seja, o assim chamado "equipamento de CC redondo".

(B) Temperatura final de laminação

[0072] Quando a temperatura final de laminação for menor que 900°C, a resistência à deformação do tubo de aço é excessivamente aumentada e a produção em massa em escala industrial torna-se impossível. Por outro lado, a uma temperatura maior que 1050°C, ocorre o embrutecimento dos grãos e resulta em uma recristalização durante a laminação. Portanto, é necessário que a temperatura final de laminação seja ajustada para 900 a 1050°C.

[0073] Se a temperatura final de laminação for ajustada para 900 a 1050°C, o método para laminar um tubo de aço sem costura não é particularmente restrito. Do ponto de vista de assegurar uma alta eficiência de produção, por exemplo, a perfuração, o alongamento e a laminação são preferivelmente executados pelo método de produção de tubo com laminador de mandril Mannesmann para criar a forma final.

(C) Tratamento de aquecimento complementar

[0074] O tubo de aço, após o término da laminação do tubo na temperatura final de laminação mencionada acima em (B), pode ser resfriado bruscamente em uma temperatura não inferior ao ponto de transformação Ac_3 . Entretanto, é preferível executar um aquecimento complementar na linha de forma que a homogeneidade do aquecimento possa ser garantido nas direções do comprimento e da espessura do tubo de aço após o fim da laminação de produção do tubo.

[0075] Quando a temperatura de aquecimento complementar for menor que o ponto de transformação Ac_3 , a ferrita se precipita e produz uma microestrutura heterogênea. Por outro lado, quando a menci-

onada temperatura de aquecimento complementar for maior que 1000°C, o embrutecimento dos grãos avança. Portanto, a temperatura do aquecimento complementar na linha é ajustada para a faixa do ponto de transformação Ac_3 até 1000°C. A temperatura de aquecimento complementar preferida é do ponto de transformação Ac_3 até 950°C. Mesmo quando o tempo de aquecimento complementar é de cerca de 1 a 10 minutos, um aquecimento suficientemente homogêneo pode ser garantido ao longo de todo o comprimento do tubo de aço.

(D) Têmpera e revenido

[0076] O tubo de aço, após a passagem através das etapas (A) e (B) ou (A) e (C) acima, é resfriado bruscamente a partir de uma temperatura não inferior ao ponto de transformação Ar_3 . O têmpera é executado a uma taxa de resfriamento suficiente para transformar toda a espessura da parede do tubo em uma microestrutura martensítica. O têmpera a água é geralmente adaptado.

[0077] Após o tratamento de têmpera, o tratamento de revenido é executado na faixa de temperaturas de 600°C até o ponto de transformação Ac_1 . Quando a temperatura de revenido é menor que 600°C, a resistência SSC deteriora uma vez que a cementita, que se precipita durante o revenido, é acicular. Por outro lado, quando a temperatura de revenido é maior que o ponto de transformação Ac_1 , a fase origem sofre parcialmente transformação reversa para criar uma microestrutura heterogênea, de forma que a resistência SSC deteriora. O tempo de revenido é geralmente 10 a 120 minutos, entretanto depende da espessura da parede do tubo.

[0078] A presente invenção será descrita em mais detalhes em relação aos exemplos.

Exemplos

[0079] Barras de aço (barras redondas CC), com um diâmetro externo de 225 mm de 21 espécies de aços D a X tendo as respectivas

composições de análises químicas mostradas na tabela 3 foram produzidas pelo método de lingotamento contínuo. Na tabela 3, o valor da fórmula " $C + (Mn/6) + (Cr/5) + (Mo/3)$ " ("valor A" na tabela 3) e os pontos de transformação Ac_1 , Ac_3 e Ar_3 estão também mostrados para cada barra de aço. Na coluna "Fórmula (2)", que refere-se aos teores de Ti, N e Si, na Tabela 3, o caso no qual a fórmula (2) é satisfeita é indicado pelo símbolo "o" e o caso no qual a mencionada fórmula (2) não é satisfeita é indicado pelo símbolo "x".

[0080] Tubos de aço sem costura, com um diâmetro externo de 244,5 mm e uma espessura de parede de 13,8 mm, foram produzidos por perfuração, alongamento e laminação por um método de produção de tubo com laminador de mandril Mannesmann. A laminação de acabamento final para criar a forma final é seguida de um tratamento de têmpera em linha e o subsequente revenido. A temperatura de aquecimento da barra de aço, a temperatura final de laminação, a temperatura de aquecimento complementar e a temperatura de têmpera em linha usadas estão mostradas na tabela 4.

[0081] O tempo de aquecimento complementar foi de 10 minutos, e o têmpera foi executado à maneira do têmpera a água. As condições de revenido foram ajustadas para cada chapa de aço de forma que o limite de escoamento possa estar na vizinhança do limite do assim chamado "tubo de aço da classe 110 ksi", isto é, 758 MPa. Quer dizer, tubos de aço curtos obtidos cortando-se cada tubo de aço na condição de resfriados brusco foram submetidos ao tratamento de revenido a várias temperaturas não maiores que o ponto de transformação Ac_1 usando um forno de teste de aquecimento. A relação entre a temperatura de revenido e o limite de elasticidade foi determinada para cada aço e, com base na relação obtida, foi selecionada a temperatura adequada que tem um limite de elasticidade de cerca de 862 MPa, e o re-

venido foi executado pela manutenção do tubo de aço àquela temperatura adequada por 30 minutos.

[0082] Usando-se cada tubo de aço na condição resfriado brusco, o tamanho de grãos de austenita foi medido e, também, vários corpos de prova foram cortados de cada tubo de aço após o revenido e submetidos aos testes descritos abaixo. As propriedades do tubo de aço sem costura foram também examinadas e a capacidade de endurecimento de cada aço foi examinada.

Tabela 3 (1ª parte)

Aço	Composição química (% em massa) saldo: Fe e impurezas										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	V	Nb	Ti
D	0,15	0,13	0,91	0,010	0,002	0,43	0,70	0,024	0,11	0,0002	0,016
E	0,17	0,11	0,61	0,010	0,004	0,61	0,51	0,026	0,09	0,0001	0,017
F	0,15	0,08	0,56	0,010	0,004	0,30	0,40	0,025	0,16	0,0002	0,013
G	0,19	0,14	0,60	0,010	0,004	0,31	0,50	0,029	0,03	0,0001	0,020
H	0,17	0,05	0,60	0,040	0,004	0,61	0,45	0,032	0,07	0,0002	0,023
I	0,16	0,11	0,63	0,010	0,004	0,60	0,61	0,031	0,03	0,0001	0,018
J	0,16	0,14	0,72	0,010	0,003	0,36	0,40	0,030	0,06	0,0002	0,015
K	0,15	0,09	0,68	0,012	0,004	0,34	0,37	0,025	0,03	0,0001	0,018
L	0,19	0,13	0,77	0,010	0,005	0,41	0,40	0,027	0,05	0,0002	0,013
M	0,18	0,12	0,81	0,008	0,004	0,36	0,35	0,022	0,08	0,0001	0,019
N	0,17	0,08	0,78	0,008	0,003	0,45	0,45	0,035	0,06	0,0002	0,021
O	0,17	0,09	0,76	0,007	0,002	0,40	0,52	0,033	0,02	0,0001	0,015
P	0,18	0,11	0,69	0,009	0,003	0,38	0,57	0,031	0,12	0,0002	0,019
Q	0,15	0,13	0,77	0,012	0,002	0,39	0,71	0,026	0,15	0,0001	0,023
R	0,16	0,12	0,75	0,011	0,002	0,56	0,65	0,022	0,08	0,0002	0,014
S	0,16	0,14	0,76	0,015	0,003	0,57	0,55	0,028	0,06	0,0001	0,018
T	0,18	0,14	0,77	0,008	0,003	0,70	0,60	0,033	0,08	0,0004	0,020
U	0,18	0,10	0,65	0,008	0,004	0,65	0,45	0,041	0,02	0,0003	0,022
V	*0,27	0,11	0,48	0,012	0,003	0,64	0,26	0,019	0,06	-	0,012
W	0,16	0,08	0,81	0,012	0,002	0,36	0,15	0,031	0,04	-	0,014
X	0,17	0,10	0,61	0,008	0,003	0,75	0,43	0,025	0,05	-	0,028

Tabela 3 (2ª parte)

Aço	Composição química (% em massa) saldo: Fe e impurezas							Ponto de transformação (C)		
	B	N	Ca	Mg	REM	Valor de A	Fórmula (2)	Ac1	Ac3	Ar3
D	0,0018	0,0048	-	-	-	0,621	○	755	879	773
E	0,0021	0,0038	-	-	-	0,564	○	750	865	762
F	0,0031	0,0068	-	-	-	0,437	○	746	873	782
G	0,0017	0,0050	-	-	-	0,519	○	750	860	770
H	0,0012	0,0036	-	-	-	0,542	○	755	862	766
I	0,0038	0,0065	-	-	-	0,588	○	758	875	782
J	0,0020	0,0070	-	-	-	0,485	○	750	868	785
K	0,0020	0,0070	-	-	-	0,455	○	750	870	788
L	0,0031	0,0080	0,0013	-	-	0,534	○	745	850	765
M	0,0025	0,0056	0,0020	-	-	0,504	○	740	852	766
N	0,0020	0,0062	0,0015	-	-	0,540	○	750	860	777
O	0,0025	0,0090	0,0017	-	-	0,550	○	753	865	780
P	0,0025	0,0058	-	0,0015	-	0,561	○	751	863	772
Q	0,0018	0,0044	-	0,0017	-	0,593	○	754	883	780
R	0,0024	0,0070	0,0016	0,0012	-	0,614	○	760	878	770
S	0,0023	0,0052	0,0013	0,0007	-	0,584	○	755	870	768
T	0,0025	0,0047	-	-	0,0005	0,648	○	760	860	765
U	0,0025	0,0057	0,0017	0,0010	0,0010	0,568	○	758	858	762
V	0,0010	0,045	-	-	-	0,565	○	755	812	756
W	0,0011	0,0052	-	-	-	*0,417	○	743	850	777
X	0,0015	0,0081	0,0018	-	-	0,565	*×	761	862	782
Na coluna "valor A", o valor indica o lado esquerdo da fórmula (1), isto é, "C + (Mn/6) + (Cr/5) + (Mo/3)". Na coluna "Fórmula (2)", o caso onde a fórmula "Ti x N < 0,0002 - 0,0006 x Si" é satisfeita, sendo indicado pelo símbolo "O" e o caso onde a mencionada fórmula não é satisfeita sendo indicado pelo símbolo "x". O símbolo "*" significa que o teor falha em satisfazer as condições reguladas pela presente invenção.										

Tabela 4 (1ª parte)

Divisão	Teste nº	Aço	Temperatura de aquecimento do lingote de aço antes da laminação (C)	Temperatura final de laminação (C)	Temperatura de aquecimento complementar após a laminação (C)	Temperatura de têmpera (C)
Da invenção	1	D	1250	1030	950	930
	2	E	1150	980	950	940
	3	F	1200	1000	nenhum aquecimento	920
	4	G	1100	900	920	900
	5	H	1200	980	950	920
	6	I	1050	900	nenhum aquecimento	870
	7	J	1230	1000	950	930
	8	K	1150	1020	950	930
	9	L	1230	980	nenhum aquecimento	930
	10	M	1240	1030	950	930
	11	N	1220	1020	950	930
	12	O	1150	1000	900	870
	13	P	1250	1010	950	930
	14	Q	1230	980	940	920
	15	R	1180	1000	950	940
	16	S	1200	980	920	900
	17	T	1220	1030	950	920
	18	U	1050	950	900	880
Comparativo	19	*V	1200	880	920	900
	20	*W	1200	1050	950	930
	21	*X	1200	1050	950	900
	22	D	*1300	1050	950	920
	23	F	1250	*1150	950	930
	24	G	1250	1050	*1050	950

Tabela 4 (2ª parte)

Divisão	Número de tamanho de grão da austenita	Propriedades de tensão			Dureza	Resistência SSC	Capacidade de endurecimento
		YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	vTE (C)	Estresse crítico	
Da invenção	7,2	862	910	94,7	-52	90%YS	Excelente
	9,1	848	883	96,1	-65	90%YS	Excelente
	8,7	862	897	96,2	-62	90%YS	Excelente
	9,7	855	883	96,9	-75	90%YS	Excelente
	8,3	855	897	95,4	-60	90%YS	Excelente
	10,0	862	890	96,9	-75	90%YS	Excelente
	8,0	862	910	94,7	-60	90%YS	Excelente
	9,2	855	897	95,4	-65	90%YS	Excelente
	7,4	862	910	94,7	-45	95%YS	Excelente
	7,3	862	917	94,0	-40	95%YS	Excelente
	7,8	862	910	94,7	-50	95%YS	Excelente
	10,0	862	890	96,9	-78	95%YS	Excelente
	7,5	862	903	95,4	-50	90%YS	Excelente
	8,2	862	897	96,2	-55	95%YS	Excelente
	9,0	862	890	96,9	-70	95%YS	Excelente
	8,3	862	897	96,2	-65	95%YS	Excelente
	7,8	862	910	94,7	-58	95%YS	Excelente
	10,0	862	890	96,9	-70	95%YS	Excelente

Tabela 4 (2ª parte) - continuação

Divisão	Número de tamanho de grão da austenita	Propriedades de tensão			Dureza	Resistência SSC	Capacidade de endurecimento
		YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	vTE (C)	Estresse crítico	
Comparativo	7,6	848	931	91,1	-10	85%YS	Excelente
	8,5	848	966	87,9	-40	80%YS	Inferior
	5,1	862	897	96,2	15	90%YS	Excelente
	3,5	855	966	88,6	5	90%YS	Excelente
	5,6	862	931	92,6	10	90%YS	Excelente
	5,8	862	945	91,2	20	90%YS	Excelente
A capacidade de endurecimento foi avaliada usando-se peças de teste Jominy tiradas de cada lingote de aço antes da laminação de produção do tubo. O caso em que a dureza Rockwell C em uma posição a 10 mm a partir de uma extremidade resfriada bruscamente no teste Jominy foi maior que o valor de "(C% x 58) + 27" é indicada como "excelente" e o caso onde não é maior que o mencionado valor como "inferior". O símbolo "*" significa que a condição está fora da regulada na presente invenção.							

[1] Capacidade de endurecimento

[0083] Uma peça do teste Jominy foi cortada de cada barra de aço antes da laminação de produção de tubos, austenitizada a 950°C, e submetido ao teste de Jominy. A capacidade de endurecimento foi avaliada pela comparação da dureza Rockwell em uma posição a 10 mm de uma extremidade resfriada bruscamente ($JHRC_{10}$) com o valor de $“(C\% \times 58) + 27”$, que é o valor previsto da dureza Rockwell C correspondendo a 90% da razão de martensita de cada aço. É determinado que aquele que tiver um $JHRC_{10}$ maior que o valor de $“(C\% \times 58) + 27”$ tem “excelente capacidade de endurecimento”, e aquele que tiver um $JHRC_{10}$ não maior que o valor de $“(C\% \times 58) + 27”$ tem “capacidade de endurecimento inferior”.

[2] Tamanho do grão de austenita

[0084] Corpos de prova (15 mm x 15 mm de seção) para observação da microestrutura foram retirados da porção central (na direção da espessura) de cada tubo de aço na condição resfriado bruscamente. A seguir o polimento tipo espelho da superfície, causticado com uma solução aquosa saturada de ácido pícrico, observação sob um microscópio ótico para o tamanho de grão da austenita foi executado e cada número de tamanho de grão de austenita foi determinado conforme o método da ASTM E 112.

[3] Teste de tensão

[0085] Um corpo de prova de tensão circular regulado na 5CT da norma API foi cortado na direção longitudinal de cada tubo de aço, e um teste de tensão foi executado à temperatura ambiente para medir o limite de elasticidade (YS), limite de resistência à tração (TS), e razão de rendimento (YR).

[4] Teste de impacto Charpy

[0086] Um corpo de prova entalhado em V com 10 mm de largura regulado pela JIS Z 2202 (1998) foi cortado na direção longitudinal de

cada tubo de aço, e um teste de impacto Charpy foi executado para determinar a temperatura de transição de energia (vTE).

[5] Teste de resistência SSC

[0087] Um corpo de prova de barra redonda com um diâmetro de 6,35 mm foi cortado na direção longitudinal de cada tubo de aço, e um teste de resistência SSC foi executado de acordo com o método NACE-TM-0177-A-96. Quer dizer, o estresse crítico (estresse máximo aplicado que não provoca ruptura em um tempo de teste de 720 horas, mostrado pela razão para o limite de elasticidade real de cada tubo de aço) foi medido na circunstância de 0,5% de ácido acético + 5% de solução aquosa saturada de cloreto de sódio com sulfeto de hidrogênio da pressão parcial de 101325 Pa (1 atm) a 25°C. A resistência SSC foi avaliada como sendo excelente quando o estresse crítico foi 90% ou mais do YS.

[0088] Os resultados dos exames estão também mostrados na tabela 4. Na coluna "capacidade de endurecimento", cada resultado da comparação entre a $JHRC_{10}$ e o valor " $(C\% \times 58) + 27$ " é indicado como "excelente" ou "inferior" com base nos critérios já mencionados acima.

[0089] Da tabela 4, é aparente que os aços D a U tendo composições químicas reguladas na presente invenção têm excelente capacidade de endurecimento. Os tubos de aço da invenção dos Testes nºs 1 a 18 que foram produzidos usando-se os mencionados aços sob as condições especificadas na presente invenção têm grãos de austenita finos e alta razão de rendimento, e, além disso, têm excelente tenacidade e resistência SSC, apesar de seu alto limite de elasticidade de não menos que 848 MPa.

[0090] Ao contrário, os tubos de aço comparativos dos testes nºs 19 a 21, que foram produzidos sob as condições especificadas na presente invenção, usando-se os aços V a X cujas composições químicas

estão fora da faixa reguladas pela presente invenção não alcançam excelente resistência SSC e excelente tenacidade simultaneamente.

[0091] Quer dizer, no teste nº 19, a razão de rendimento é baixa e a resistência SSC deteriorada uma vez que o teor de C no aço V usado está fora da faixa de composição conforme a presente invenção.

[0092] No teste nº 20, o valor da fórmula representada por " $C - (Mn/6) + (Cr/5) + Mo/3$ " (Valor A) do aço W usado está fora da faixa especificada pela presente invenção e, portanto, nenhuma microestrutura resfriada bruscamente uniforme pode ser obtida e a razão de rendimento é baixa, então a resistência SSC é deteriorada.

[0093] No teste nº 21, o aço X usado falhou em satisfazer a fórmula (2) dada mais acima. Portanto, o tubo de aço tem um grão de austenita bruto e sua dureza deteriorada.

[0094] Por outro lado, os tubos de aço comparativos dos testes nºs 22 a 24, embora os aços D, F e G usados tenham as composições químicas especificadas na presente invenção, não podem lograr excelente resistência SSC e excelente dureza simultaneamente uma vez que as condições de produção estão fora das condições reguladas pela presente invenção.

[0095] Quer dizer, no teste nº 22 a temperatura de aquecimento da barra de aço é muito alta, acima do limite superior de 1300°C conforme especificado pela presente invenção. Portanto, o tubo de aço tem um grão de austenita bruto e a sua dureza deteriorada.

[0096] No teste nº 23, a temperatura final de laminação é de 1150°C, que é muito alta, acima do limite superior especificado pela presente invenção, de forma que o tubo de aço tem grão de austenita bruto e sua dureza deteriorada.

[0097] Além disso, no teste nº 24, a temperatura de aquecimento complementar é de 1050°C que é muito alta e está acima do limite su-

perior especificado pela presente invenção, e assim o tubo de aço tem um grão de austenita bruto e sua dureza deteriorada.

[0098] No precedente, a presente invenção foi descrita concretamente em relação a seus exemplos típicos, esses exemplos não são de modo algum limitativos do escopo da presente invenção. Deve ser notado que qualquer modo de prática que não esteja aqui descrito como um exemplo, se satisfaz os requisitos da presente invenção, cai dentro do escopo da presente invenção.

Aplicabilidade Industrial

[0099] De acordo com a presente invenção, um tubo de aço sem costura tendo uma microestrutura martensítica revenida fina e uniforme com grãos de austenita sendo finos e tendo um número de tamanho de grão de não menos que 7, e tendo alta resistência e excelente dureza bem como uma alta razão de rendimento e excelente resistência SSC, pode ser produzido a baixo custo por meios eficientes e é capaz de realizar economia de energia.

REIVINDICAÇÕES

1. Método para produção de um tubo de aço sem costura tendo grãos de austenita com um número de tamanho de grão conforme ASTM E 112 superior ou igual a 7,2, caracterizado pelo fato de que compreende as etapas de produzir um tubo pelo aquecimento de uma barra de aço, que tem uma composição química na base de percentual em massa, C: 0,15 a 0,20%, Si: 0,01% a 0,13%, Mn: 0,05 a 1,0%, Cr: 0,05 a 1,0%, Mo: 0,05 a 1,0%, Al: não mais que 0,10%, V: 0,01 a 0,2%, Ti: 0,002 a 0,03%, B: 0,0003 a 0,005% e N: 0,002 a 0,01%, sob a condição de que as fórmulas (1) e (2) a seguir sejam satisfeitas, com o saldo sendo Fe e impurezas, onde o teor de P é de não mais que 0,025%, o teor de S é de não mais que 0,010% e o teor de Nb é de não mais que 0,005% entre as impurezas, até uma temperatura de 1000 a 1250°C seguido da laminação de produção de tubo a uma temperatura final de laminação ajustada para 900 a 1050°C, e então resfriando-se bruscamente o tubo de aço resultante diretamente de uma temperatura igual ou superior ao ponto de transformação Ar_3 seguido de revenido a uma faixa de temperaturas de 600°C até o ponto de transformação Ac_1 , ou ao invés do acima após a mencionada laminação de produção de tubo, aquecendo-se complementarmente o tubo de aço resultante em uma faixa de temperaturas do ponto de transformação Ac_3 até 1000°C em linha e então resfriando-se bruscamente o mesmo de uma temperatura igual ou superior ao ponto de transformação Ar_3 seguido de revenido a uma faixa de temperaturas de 600°C até o ponto de transformação Ac_1 :

$$C + (Mn/6) + (Cr/5) + (Mo/3) \geq 0,43 \dots (1),$$

$$Ti \times N < 0,0002 - 0,0006 \times Si \dots (2),$$

onde C, Mn, Cr, Mo, Ti, N e Si nas fórmulas (1) e (2) acima representam o percentual em massa dos respectivos elementos.

2. Método para produção de um tubo de aço sem costura,

de acordo com a reivindicação 1, caracterizado pelo fato de que a barra de aço adicionalmente contém, no lugar de uma parte de Fe, um ou mais elementos selecionados entre Ca: 0,0003 a 0,01%, Mg: 0,0003 a 0,01% e REM: 0,0003 a 0,01%.