



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

(11) PI 0802627-0 B1

(22) Data do Depósito: 28/03/2008

(45) Data de Concessão: 18/07/2017



(54) Título: AÇO DE BAIXA LIGA

(51) Int.Cl.: C22C 38/00; C22C 38/28

(30) Prioridade Unionista: 30/03/2007 JP 2007-092144

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

(72) Inventor(es): KUNIAKI TOMOMATSU; TOMOHIKO OMURA; YUJI ARAI; TOSHIHARU ABE

“AÇO DE BAIXA LIGA”

Campo Técnico

A presente invenção se refere a um aço de baixa liga, e em particular a um aço de baixa liga adequado ao uso em poços profundos de petróleo altamente corrosivos
 5 contendo sulfeto de hidrogênio a alta pressão, produtos tubulares para países produtores de petróleo em aço sem costura e método de fabricação de tubulação em aço sem costura.

Fundamentos da Arte

Aço utilizado em ambientes ásperos, de alta temperatura tais como poços de petróleo devem apresentar melhor desempenho em termos de resistência, tenacidade e
 10 resistência a ácido. Em poços mais profundos, o aço deve apresentar resistência ainda maior e resistência à fissura por corrosão sob tensão ainda melhor.

Em produtos em aço, a dureza aumenta conforme a resistência do material aumenta, o que por sua vez causa o deslocamento da densidade, portanto o aumento do teor de hidrogênio no produto em aço torna-o frágil sob tensão. O reforço do produto de aço
 15 deste modo, frequentemente causa uma baixa resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. Particularmente, quando um membro em aço é produzido com uma resistência produzida desejada em um produto em aço cuja razão “resistência produzida/resistência a tensão” (daqui em diante chamada “razão de rendimento”) é pequena, então a resistência a
 20 tensão e a dureza tende a se tornarem mais altas, tal que a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão deteriora drasticamente. Assim, quando se eleva a resistência de um produto em aço, o aumento da razão de rendimento é essencial para manter a dureza baixa.

A obtenção de uma razão de rendimento alta de aço é preferivelmente alcançada para se realizar o produto em aço numa estrutura martensítica temperada uniforme. A produção prévia de um grão de austenita mais fino também é efetiva.

25 Os documentos de patente JP 3449311 B e JP 2000-17389 A, por exemplo, revelam uma invenção para melhorar a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão em tubulações de aço sem costura pela supressão da precipitação de carbeto tipo $M_{23}C_6$ na superfície do grão pelo ajuste do balanço dos elementos formadores de carbeto tais como V, Nb, Ti, Cr e Mo. O documento de patente JP H9-111343 A revela um método
 30 para melhorar a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão produzindo grãos

mais finos. O documento de patente WO 2005/073421 A1 revela uma invenção para melhorar a tenacidade de produtos tubulares para países produtores de petróleo pelo uso de uma composição química específica que contém de 0.0003 a 0.005% de B.

Revelação da Invenção

5 Problemas a serem Solucionados pela Invenção

Todos os documentos acima descritos descrevem resistência a ácido de aço de baixa liga usado em ambientes com sulfeto de hidrogênio a cerca de 1 (~0,1MPa). Contudo, o estudo dos presentes inventores encontrou que o mecanismo de resistência a ácido em aço de baixa liga num ambiente de sulfeto de hidrogênio a baixas temperaturas a
10 cerca de 1 (~0,1MPa) é diferente dos ambientes com sulfeto de hidrogênio em pressões mais altas.

Os presentes inventores testaram a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão em vários tipos de aço de baixa liga por ensaio de carga em quatro pontos e obtiveram os resultados que se seguem. O aço de baixa liga neste teste contém em % em
15 massa, 0,5 a 1,3% de Mn, 0,2 a 1,1% e 0 a 0,7%.

(1) A taxa de corrosão aumenta a 2 atm (~0,2MPa) ou mais, e se torna especialmente alta de 5 (~0,5) a 10 atm (~1MPa) de sulfeto de hidrogênio, mas diminui a 15 atm (~1,5 MPa) de sulfeto de hidrogênio.

(2) Anteriormente a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão
20 foi assumida ocorrer a uma pressão parcial em torno de 1 (~0,1MPa) de sulfeto de hidrogênio. Contudo, a presente investigação claramente mostra que esta tende a ocorrer a uma pressão parcial de 2 atm (~0,2MPa) ou mais de sulfeto de hidrogênio e particularmente de 5 (~0,5) a 10 atm (~1MPa). Contrariamente, quando a pressão parcial de sulfeto de hidrogênio se torna tão alta quanto 15 atm (~1,5 MPa) então dificilmente ocorrerá alguma
25 fissura por corrosão por sulfeto sob tensão.

Baseado nos resultados acima, os presentes inventores observaram que em aço de baixa liga utilizável em ambiente de 2 atm (~0,2MPa) ou mais de sulfeto de hidrogênio e particularmente de 5 (~0,5) a 10 atm (~1MPa), a taxa de corrosão em ambientes com sulfeto de hidrogênio a alta pressão podem ser diminuídas pelo aumento do
30 teor de cromo (Cr) para 1% ou mais.

Nos produtos tubulares para países produtores de petróleo em aço sem costura descritos no documento de patente WO 2005/073421 A1, boro (B) é adicionado para melhorar a temperabilidade com o propósito de aumentar a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. Contudo, nos casos em que a produção de produtos tubulares para países produtores de petróleo em aço sem costura pela têmpera em linha como descrito na invenção do documento de patente WO 2005/073421 A1, convertendo o grão de austenita em grãos finos é difícil. Neste caso, quando B está presente numa liga com alto teor de Cr, o carbeto tipo $M_{23}C_6$ na liga precipita e engrossa a superfície do grão de austenita anterior durante o tratamento a quente após a têmpera, e conseqüentemente a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão deteriora. A presente invenção fornece tanto temperabilidade quanto tenacidade ao aço sem adicionar boro (B).

O termo "têmpera em linha" se refere a uma têmpera rápido (daqui em diante chamado "a em linha") após um aquecimento em linha suplementar da tubulação sem costura obtida, por exemplo, pelo método de produção de tubulação Mannesmann. Contudo, os tratamentos a quente tais como revenido, têmpera e normalização conduzida após têmpera podem ser realizados fora de linha quando necessário.

Comparado à têmpera após reaquecimento num processo aparte, a têmpera em linha apresenta custos de produção mais baixos e é superior em termos de alcance da temperatura de têmpera comparado com a então chamada têmpera direta, onde a tubulação é arrefecida diretamente após ter sido produzida. Contudo, a têmpera em linha acima, tende a engrossar o carbeto tipo $M_{23}C_6$ na superfície do grão no aço de baixa liga. Este carbeto engrossado na superfície do grão se torna mais perceptível em métodos de produção onde o aço contém boro (B).

A presente invenção foi desenvolvida com base neste conhecimento.

Um objetivo desta invenção é fornecer um aço de baixa liga com temperabilidade e tenacidade assim como aumentada resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão pelo aumento do teor de cromo (Cr) e não pelo uso de um aditivo de boro (B) normalmente usado na arte convencional, e produtos tubulares para países produtores de petróleo em aço sem costura que utiliza aço de baixa liga, e um método de produção de tubulação em aço sem costura. Assim, a obtenção de uma resistência produzida (RP) de 654

a 798 MPa (95 a 115 ksi) no aço de baixa liga é um objetivo da presente invenção, esta previsível necessidade nem sempre é satisfeita.

O aço de baixa liga da presente invenção também é utilizável em ambientes de 2 atm (~0,2MPa) ou mais, e também pode ser usado em ambientes de 5 atm (~0,5MPa) a 10 atm (~1 MPa) de sulfeto de hidrogênio onde a fissura por corrosão por sulfeto sob tensão é mais provável de ocorrer. Desnecessário dizer que este aço também pode ser utilizado em ambientes de sulfeto de hidrogênio a pressões mais baixas ou numa pressão mais alta.

Meios para Solucionar os Problemas

A presente invenção resolve os problemas acima mencionados. Uma descrição do aço de baixa liga é mostrada nos itens (a) a (C) seguintes, um produto tubular para países produtores de petróleo em aço sem costura é mostrado em (D), e um método de produção de tubulação em aço sem costura é mostrado em (E).

(A) Um aço de baixa liga compreendendo, em % em massa, C: 0,10 a 0,20%, Si: 0,05 a 1,0%, Mn: 0,05 a 1,5%, Cr: 1,0 a 2,0%, Mo: 0,05 a 2,0%, Al: 0,10% ou menos e Ti: 0,002 a 0,05%, e com um valor de C_{eq} obtido pela fórmula (1) seguinte de 0,65 ou mais, com o balanço consistindo de Fe e impurezas, em que nas impurezas, P é 0,025% ou menos, S é 0,010% ou menos, N é 0,007% ou menos, e B é menos de 0,0003%, e o número por unidade de área de precipitados tipo $M_{23}C_6$ (M: um elemento metálico) cujo diâmetro do grão é de 1 μm ou mais é de 0,1/ mm^2 ou menos.

$$C_{eq} = C + (Mn/6) + (Cr + Mo + V)/5 \quad (1)$$

Onde C, Mn, Cr, Mo e V na fórmula (1) denota o teor dos respectivos elementos (% em massa).

(B) De acordo com o aço de baixa liga de (A), compreendendo tanto um quanto ambos V de 0,03 a 0,2% e Nb de 0,002 a 0,04%.

(C) De acordo com o aço de baixa liga de (A) ou (B), compreendendo pelo menos um elemento selecionado entre Ca de 0,0003 a 0,005%, Mg de 0,0003 a 0,005% e terras raras de 0,0003 a 0,005%.

(D) Produtos tubulares para países produtores de petróleo caracterizados por utilizar o aço de baixa liga descrito em qualquer um dos itens (A) a (C).

(E) Método de produção de uma tubulação em aço sem costura

compreendendo as seguintes etapas:

(a) perfuração a quente de um tarugo de aço que possui a composição química descrita em qualquer um dos itens (A) a (C) e um valor de C_{eq} obtido pela fórmula (1) seguinte de 0,65 ou mais;

5 (b) laminação de elongação; produzindo uma tubulação em uma temperatura final de 800 a 1100°C;

(c) aquecimento suplementar da tubulação em aço resultante em linha numa faixa de temperatura do ponto de transição Ar_3 a 1000°C;

10 (d) têmpera da tubulação a partir de uma temperatura do ponto de transição Ar_3 ou mais alto; e então

(e) revenido da tubulação na temperatura do ponto de transição Ac_1 ou mais baixo.

$$C_{eq} = C + (Mn/6) + (Cr + Mo + V)/5 \quad \text{fórmula (1)}$$

15 Onde C, Mn, Cr, Mo e V na fórmula (1) indicam o teor dos respectivos elementos (% em massa).

Efeito da Invenção

O aço de baixa liga da presente invenção melhora a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão e fornece temperabilidade e tenacidade. O aço de baixa liga da presente invenção é efetivo quando usado em ambientes de sulfeto de hidrogênio a 2 atm
20 (~0,2MPa) ou mais, e especialmente sob o ambiente de 5 (~0,5) a 10 atm (~1MPa) mais vulnerável à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão.

Melhor Modo de Realização da Invenção

O aço de baixa liga da presente invenção como já descrito diminui a taxa de corrosão da fissura por corrosão por sulfeto sob tensão contendo um teor de cromo (Cr)
25 mais alto, bem como fornecendo temperabilidade e tenacidade sem um aditivo de boro (B), e fornecendo melhorada resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. A razão para limitar cada componente é descrita a seguir.

C: 0,10 a 0,20%

30 Carbono (ou C) é um elemento que aumenta a resistência do aço. Quando o teor de C (carbono) é menor do que 0,1%, então o revenido a baixa temperatura é necessária

para se obter a resistência desejada. Este revenido consequentemente diminui a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. A resistência diminuída pode ser compensada pela elevação da temperatura de revenido e melhora da resistência ao amaciamento pelo revenido, mas é necessário adicionar maior quantidade de elementos caros. Quando o teor de C excede a 0,20% contudo, o razão de rendimento deteriora. Tentando alcançar a resistência desejada, mantendo este teor excessivo de C, aumenta a dureza e diminui a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. Em vista destas circunstâncias, o teor de C foi estabelecido de 0,10 a 0,20%. O limite inferior de teor de C é preferivelmente 0,14%. O limite superior de C é preferivelmente 0,18%.

10 Si: 0,05 a 1,0%

Silício (ou Si) é um elemento que possui um efeito desoxidante. Este elemento também aumenta a temperabilidade do aço e melhora a resistência. Para se obter este efeito, o teor de Si deve ser de 0,05% ou mais. Contudo, quando este teor excede a 1,0%, a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão diminui. Deste modo, o teor de Si foi estabelecido de 0,05 a 1,0%. O limite inferior de teor de Si é preferivelmente 0,1%. O limite superior de Si é preferivelmente 0,6%.

Mn: 0,05 a 1,5%

Manganês (ou Mn) é um elemento que possui um efeito desoxidante. Este elemento também aumenta a temperabilidade do aço e melhora a resistência. Para se obter este efeito, o teor de Mn deve ser de 0,05% ou mais. Contudo, quando este teor excede a 1,5%, a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão deteriora. Deste modo, o teor de Mn foi estabelecido de 0,05 a 1,5%.

Cr: 1,0 a 2,0%

Cromo (ou Cr) é um elemento efetivo para o aumento da temperabilidade do aço e melhora da resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. Para se obter este efeito, o teor de Cr deve ser de 1,0% ou mais. Contrariamente, um teor em excesso de 2,0% causa a diminuição da resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. Deste modo, o teor de Cr foi estabelecido de 1,0 a 2,0%. O limite inferior do teor de Cr é preferivelmente de 1,1%, e mais preferivelmente de 1,2%. O limite superior do teor de Cr é preferivelmente de 1,8%.

Mo: 0,05 a 2,0%

Molibdênio (ou Mo) é um elemento efetivo para o aumento da temperabilidade do aço e fornece alta resistência. Este elemento também possui o efeito de aumentar a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. Para se obter estes efeitos, o teor de Mo deve ser de 0,05% ou mais. Contudo, quando o teor de Mo excede 2,0%, um carbeto engrossado se forma na superfície do grão de austenita prévio, e a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão deteriora. Deste modo, o teor de Mo foi estabelecido de 0,05 a 2,0%. O teor preferível de Mo está na faixa de 0,1% a 0,8%.

Al: 0,10% ou menos

Alumínio (ou Al) é um elemento que possui um efeito desoxidante. Este elemento também é efetivo em aumentar a tenacidade e maleabilidade do aço. Contudo, quando este teor excede a 0,10%, a geração de falha se torna perceptível. Deste modo, o teor de Al foi estabelecido em 0,10% ou menos. O teor de Al pode ser do nível de impureza, mas 0,005% é preferível. O limite superior do teor de Al é preferivelmente de 0,05%. O teor de Al na presente invenção denota o teor de Al solúvel em ácido (então chamado de Al sol.).

Ti: 0,002 a 0,05%

Titânio (ou Ti) é um elemento efetivo em fixar N em aço como nitreto e melhorar a temperabilidade do aço. Para se obter este efeito, o teor de Ti deve ser de 0,002% ou mais. Contudo, quando o teor de Ti excede 0,05%, um nitreto engrossado se forma e a fissura por corrosão por sulfeto sob tensão tende a ocorrer. O teor de Ti foi estabelecido de 0,002 a 0,05%. O limite inferior é preferivelmente 0,005% e o limite superior é preferivelmente 0,025%.

Um dos aços de baixa liga da presente invenção apresenta uma composição química que contém cada um dos elementos acima descritos, e o balanço consistindo de Fe e impurezas. O aço de baixa liga da presente invenção pode ainda compreender tanto um ou ambos V de 0,03 a 0,2% e Nb 0,002 a 0,04% em adição aos elementos acima descritos, de modo a formar precipitados finos tais como carbeto.

V: 0,03% a 0,2%

Vanádio (V) é um elemento que aumenta a resistência do aço de baixa liga pela precipitação como carbeto fino durante o revenido. Contudo, quando o teor de V

excede 0,2% a tenacidade pode declinar. O teor excessivo é deste modo, preferivelmente estabelecido de 0,03 a 0,2% quando V é adicionado.

Nb: 0,002 a 0,04%

Nióbio (Nb) que forma carbonitreto em regiões de alta temperatura e evita
 5 que os grãos de cristal sejam engrossados, é um elemento efetivo para melhorar a resistência a fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. Para se obter estes efeitos, o teor de Nb é preferivelmente de 0,002% ou mais. Contrariamente, contudo, quando o teor excede 0,04%, o carbonitreto se torna muito grosseiro, o que causa facilmente a fissura por sulfeto por tensão. O teor de aditivo de Nb é deste modo, preferivelmente de 0,002 a 0,04%. O limite
 10 superior é preferivelmente de 0,02%.

Para melhorar a resistência a fissura por corrosão por sulfeto sob tensão, o aço de baixa liga da presente invenção pode ainda conter pelo menos um dos elementos seleccionados entre Ca 0,0003 a 0,005%, Mg 0,0003 a 0,005% e terras raras 0,0003 a 0,005% em adição a cada um dos elementos acima descritos.

15 Ca: 0,0003 a 0,005%

Mg: 0,0003 a 0,005%

terras raras: 0,0003 a 0,005%

Ca, Mg e ERM todos reagem com S no aço para formar sulfeto que melhora a forma das inclusões para melhorar a resistência a fissura por corrosão por sulfeto sob
 20 tensão. Para se obter estes efeitos, um ou mais seleccionados entre Ca, Mg e terras raras (metais de terras raras tais como, Ce, La, Y, e similares) podem ser adicionados. Contudo, os efeitos acima descritos se tornam perceptíveis quando o teor destes elementos excede a 0,005%, a quantidade de inclusões no aço aumenta, e a pureza do aço diminui tal que fissuras por sulfeto sob tensão tendem a ocorrer. Deste modo, quando se adiciona estes
 25 elementos, seus respectivos teores são preferivelmente de 0,0003 a 0,005%.

No aço de baixa liga da presente invenção, P, S, N e B nas impurezas devem estar restritos dentro da seguinte faixa.

P: 0,025% ou menos

Fósforo (ou P) é um elemento presente no aço como uma impureza. Este
 30 elemento diminui a tenacidade e quando o teor excede a 0,025%, uma queda da resistência a

fissura por corrosão por sulfeto sob tensão se torna mais perceptível. Em vista disto P foi estabelecido em 0,025% ou menos. O teor de P é preferivelmente de 0,020% ou menos, e mais preferível 0,015% ou menos.

S: 0,010% ou menos

- 5 Enxofre (ou S) é um elemento presente no aço como uma impureza. Quando o teor de S excede a 0,010%, a degradação da resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão se torna perceptível. O teor de S foi deste modo estabelecido em 0,010% ou menos. O teor de S é preferivelmente de 0,005% ou menos.

N: 0,007% ou menos

- 10 Nitrogênio (ou N) é um elemento presente no aço como uma impureza. Este forma nitretos por ligação com Al, Ti ou Nb. Quando N está presente em grandes quantidades, o engrossamento de AlN ou TiN ocorre. O teor de N foi deste modo limitado a 0,007% ou menos.

B: menos de 0,0003%

- 15 Boro (ou B) é um elemento presente no aço como uma impureza. Quando há um aumento no teor de Cr na liga, então B leva a superfície dos carbeto tipo $M_{23}C_6$ a se tornar grosseira na liga, o que diminui a tenacidade e causa uma menor resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. O teor de B foi deste modo limitado a menos de 0,0003%.

- 20 C_{eq} : 0,65 ou mais

A temperabilidade pode se mostrar pior mesmo que o aço tenha a composição química acima descrita, tal que no aço de baixa liga da presente invenção a composição química deve ser ajustada para alcançar um C_{eq} de 0,65 ou mais como expresso na fórmula (1) seguinte.

- 25 $C_{eq} = C + (Mn/6) + (Cr + Mo + V)/5$ fórmula (1)

Onde C, Mn, Cr, Mo e V na fórmula (1) indica o teor dos respectivos elementos (% em massa).

- Embora C seja um elemento efetivo para melhorar a temperabilidade, quando o teor de C é aumentado, a dureza se eleva e RP deteriora. Deste modo, na presente
30 invenção o C_{eq} obtido a partir da expressão de relação (1) para elementos que melhoram a

temperabilidade, outros que não C (Mn, Cr, Mo e V) é usado como um índice para assegurar a temperabilidade. Em casos onde o C_{eq} obtido a partir da fórmula (1) acima é menor do que 0,65, a temperabilidade será insuficiente, especialmente em produtos de aço de grande espessura, e a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão deteriorará. Então o

5 C_{eq} na presente invenção foi deste modo, ajustada para 0,65 ou mais.

Uma vez que precipitado tipo $M_{23}C_6$ com um grão de diâmetro de 1 μm ou mais diminui a tenacidade e a resistência a ácido, no aço de baixa liga da presente invenção o número por unidade de área deve deste modo ser 0,1/ mm^2 ou menos.

O aço de baixa liga da presente invenção, que apresenta principalmente a

10 estrutura temperada martensítica, possui uma proporção alta de rendimento e excelente resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. Embora o aço tenha uma estrutura granulada grosseira tal que um número de grão de cristal de austenita definido por JIS G 0551 é No. 7 ou menos. Dai, o uso de um lingote de aço com a composição química acima descrita como matéria-prima oferece um alto grau de liberdade quando se selecciona métodos

15 de produção para aço de baixa liga. O método de produção do aço de baixa liga da presente invenção é descrito utilizando um método para produção de tubulação em aço sem costura como um exemplo.

Uma tubulação em aço pode ser produzida por perfuração e laminação de alongação, por exemplo, pelo método de produção de tubulação por laminador

20 Mannesmann, e alimentado sem resfriamento por um dispositivo de tratamento a quente na última etapa de um laminador de acabamento, enquanto mantém a temperatura no ponto de transição A_{r1} ou mais, submetido a têmpera e então o revenido de 600 a 750°C. Esta tubulação em aço possuirá uma alta proporção de rendimento, produção de tubulação em linha/processo de tratamento a quente, mesmo se economia de energia for seleccionada e

25 também terá a resistência desejada e alta resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão.

Uma tubulação em aço pode ser produzida por acabamento a quente, temporariamente resfriado a temperatura ambiente; reaquecido num forno de têmpera e revenido numa faixa de temperatura de 600 a 750°C. O processo, isto é, um processo de

30 produção de tubulação fora de linha apresenta um efeito de formação de estrutura de

martensita temperada e ainda um efeito de refinamento prévio do grão de austenita. Conseqüentemente, a tubulação em aço produzida pelo processo acima apresenta uma proporção de rendimento mais alta, deste modo, a tubulação em aço com resistência mais alta e alta resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão pode ser obtida.

5 Contudo, o método de produção seguinte é mais desejável. A razão para isto é que a tubulação mantida numa temperatura alta da produção da tubulação até os processos de têmpera, facilmente retém elementos tais como V e Mo num estado de solução sólida, e o revenido a alta temperatura é vantajosa para melhorar a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão devido a estes elementos precipitarem como carbeto finos que
10 aumentam a resistência da tubulação em aço.

O método de produção para a tubulação em aço sem costura da presente invenção é caracterizado por uma temperatura final de laminação para laminação de alongação, e cujo tratamento a quente é realizado após a laminação ter sido completada. Cada uma destas características é descrita a seguir.

15 (1) Temperatura final de laminação para laminação de alongação

Esta temperatura é estabelecida de 800 a 1100°C. Quando a temperatura é menor do que 800°C, então a resistência à deformação da tubulação em aço se torna muito grande, causando o problema de abrasão da ferramenta. Por outro lado, quando a temperatura é maior do que 1100°C, então os grãos de cristal se tornam muito grossos, e
20 degradam a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão. Adicionalmente, o processo de perfuração antes da laminação de alongação pode ser um método convencional tal como o método de perfuração Mannesmann.

(2) Tratamento de aquecimento suplementar

Após completar a laminação de alongação, o aço é carregado em linha, ou
25 carregado num forno de aquecimento suplementar provido numa linha de produção de tubulação em aço contínua, e submetido ao aquecimento suplementar numa faixa de temperatura do ponto A_{r1} a 1000°C. A proposta deste aquecimento suplementar é reduzir as variações de temperatura na direção longitudinal da tubulação em aço de modo a tornar a estrutura uniforme.

30 Quando a temperatura de aquecimento suplementar é menor do que o ponto

Ar₃, a geração de ferrita se inicia, e nenhuma estrutura arrefecida uniforme pode ser obtida. Por outro lado, quando mais alta do que 1000°C, o crescimento do grão de cristal é acelerado, o que piora a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão devido ao engrossamento do grão. O tempo do aquecimento suplementar é estabelecido para o tempo
 5 requerido para se realizar o espessamento de toda a parede da tubulação numa temperatura uniforme. Este tempo requerido pode ser de cerca de 5 a 10 minutos. Adicionalmente, quando a temperatura final de laminação para laminação de elongação está numa faixa de temperatura do ponto Ar₃ a 1000°C, então o processo de aquecimento suplementar pode ser omitido, mas o aquecimento suplementar é preferível devido a este diminuir as variações de
 10 temperatura na direção longitudinal e ao longo da espessura da parede da tubulação.

(3) Têmpera e revenido

Os processos acima descritos servem para a têmpera da tubulação em aço numa faixa de temperatura do ponto Ar₃ a 1000°C. A têmpera é conduzida numa taxa de resfriamento suficiente para que toda a espessura da parede da tubulação se torne uma
 15 estrutura martensítica. Comumente, a têmpera pode consistir de resfriamento com água. O revenido é conduzida numa temperatura mais baixa do que o ponto Ac₁. Preferivelmente o revenido é conduzida de 600 a 700°C. O tempo do revenido varia dependendo da espessura da parede da tubulação, e pode ser de cerca de 20 a 60 minutos.

O processo acima fornece um aço de baixa liga com excelentes propriedades
 20 e feito de martensita temperada.

Exemplos

Um tarugo de aço de baixa liga com a composição química mostrada na tabela 1 foi produzido, e foi moldado em uma tubulação em aço sem costura de 273,1 mm de diâmetro externo e 16,5 mm de espessura de parede pelo método de produção de
 25 tubulação por laminador Mannesmann. A temperatura desta tubulação em aço não foi menor do que o ponto Ar₃ durante a formação. A tubulação foi imediatamente carregada em um forno de aquecimento suplementar, temperado a 950°C por 10 minutos, então arrefecido em água, submetido ainda a tratamento a quente de revenido, pelo qual a resistência produzida (RP) na direção longitudinal da tubulação em aço foi ajustada a cerca de 110 ksi num teste
 30 de tensão tipo arco especificado pela API.

O teste de corrosão num ambiente de alta pressão de sulfeto de hidrogénio de 10 atm (~1MPa) foi conduzido pelo método seguinte. A tubulação em aço foi moldada ao longo da direção longitudinal e tratada a quente como acima descrito. Um peça para teste de corrosão sob tensão de 2 mm de espessura, 10 mm de largura e 75 mm de comprimento foi obtida de cada um dos materiais de teste. Aplicando-se uma quantidade específica de carga a peça de teste pelo ensaio de quatro pontos de acordo com o método especificado pela ASTM-G39, uma tensão de 90% da tensão produzida acima descrita foi aplicada. Após a peça de teste neste estado ter sido colocada em uma autoclave junto com as ferramentas de teste, uma solução salina degaseificada foi vertida na autoclave deixando uma porção em fase de vapor. Gás sulfídrico a 10 atm (~1MPa) foi carregado sob pressurização, e este gás sulfídrico a alta pressão foi saturado na fase líquida por agitação da fase líquida. Após a autoclave ser vedada, esta foi mantida a 25°C por 720 horas, sob agitação do líquido, e então descomprimida para remover a peça de teste.

Após o teste, a peça de teste foi observada a olho nu quanto a presença de fissura por corrosão por sulfeto sob tensão (SSC-Sulfide Stress Cracking-fissura por sulfeto sob tensão). Na tabela 1 “x” em “resistência a SSC” significa a geração de SSC, e “o” significa nenhuma geração de SSC.

O número por unidade de área de precipitados tipo $M_{23}C_6$ (M: um elemento metálico) cujo diâmetro do grão foi de 1 μm ou mais medido como se segue. Dez peças de extração de amostras em réplica para observação de carbetos (área de visão de uma amostra em réplica: 3 mm²) foram retiradas de posições arbitrárias na tubulação em aço produzida pela produção, arrefecimento e revenido da tubulação como acima descrito. Estas peças foram observadas em cada superfície de grão γ previamente por TEM, para tamanhos de grãos de carbetos de superfície de grão que tinham 1 μm ou mais de diâmetro. Se estes grãos eram do tipo $M_{23}C_6$ ou não, foi determinado a partir das características de difração do carbetos. Se do tipo $M_{23}C_6$, então o número foi contado, e foi dividido pela área total de observação vistas como o número por unidade de área.

Na tabela 1, “o” em “número de $M_{23}C_6$ ” indica que o número por unidade de área de precipitados tipo $M_{23}C_6$ (M: um elemento metálico) cujo diâmetro do grão foi de 1 μm ou mais foi de 0,1/mm² ou menos. O “x” indica que o número foi mais do que 0,1/mm².

Se uma estrutura martensítica uniforme foi obtida ou não, foi determinado pela método seguinte. Um tarugo de aço de baixa liga apresentando uma composição química mostrada na tabela 1 foi produzido. Este tarugo de aço de baixa liga foi moldado em uma tubulação em aço sem costura de 273,1 mm de diâmetro externo e 16,5 mm de espessura de parede pelo método de produção de tubulação por laminador Mannesmann. Durante esta formação a temperatura desta tubulação em aço não foi menor do que o ponto A_{r3} , e foi imediatamente carregada em um forno de aquecimento suplementar, temperado a 950°C por 10 minutos, então arrefecido em água para produzir uma tubulação em aço assim arrefecida. A taxa média de resfriamento de 800 para 500°C sob arrefecimento em água foi de cerca de 10°C por segundo na parte central da espessura da parede no centro da direção longitudinal da tubulação em aço. A dureza na parte central da espessura da parede desta tubulação em aço assim arrefecida foi medida por um teste de dureza Rockwell. A estrutura arrefecida foi julgada como satisfatória quando o valor foi superior a um valor de dureza Rockwell C previsto de $[(C\% \times 58) + 27]$ que corresponde a uma taxa de martensita de 90%.

A estrutura arrefecida foi considerada insatisfatória se abaixo do valor de dureza Rockwell C previsto.

Como mostrado na tabela 1, nenhuma fissura por corrosão por sulfeto sob tensão (SSC) ocorreu nos Nos. 1 a 5 satisfazendo às condições especificadas pela presente invenção. Nos Nos. 6 a 9 ocorreu fissura por corrosão por sulfeto sob tensão (SSC) e as condições especificadas pela presente invenção não foram satisfeitas.

Aplicabilidade Industrial

O aço de baixa liga da presente invenção melhora a resistência à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão e fornece temperabilidade e tenacidade. O aço de baixa liga da presente invenção é efetivo quando usado em ambientes a 2 atm (~0,2MPa) ou mais de sulfeto de hidrogênio, e especialmente sob ambientes de 5 (~0,5) a 10 atm (~1MPa), mais vulneráveis à fissura por corrosão por sulfeto sob tensão.

Tabela 1

No.	Composição química (% em massa, balanço: Fe e impurezas)															C _{eq}	RP (MPa)	estrutura arrefecida	No. de M ₂₃ C ₆	Resistência SSC
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Sol- Al	Ti	V	Ca	B	P	S	N	Nb						
1	0,16	0,28	1,09	1,19	0,50	0,035	0,008	0,04	0,0013	-	0,012	0,0018	0,0053	-	0,69	771	Satisfatório	O	O	
2	0,16	0,28	1,12	1,42	0,31	0,033	0,008	0,06	0,0025	-	0,013	0,0021	0,0062	-	0,70	754	Satisfatório	O	O	
3	0,17	0,28	1,11	1,40	0,30	0,036	0,011	0,04	0,0017	0,0002	0,012	0,0016	0,0050	-	0,70	753	Satisfatório	O	O	
4	0,17	0,27	1,11	1,47	1,50	0,038	0,011	0,01	0,0016	0,0001	0,014	0,0018	0,0063	-	0,95	715	Satisfatório	O	O	
5	0,17	0,29	0,60	1,41	0,69	0,037	0,004	-	0,0018	-	0,017	0,0016	0,0064	0,03	0,69	775	Satisfatório	O	O	
6	0,16	0,28	1,18	1,01	0,30	0,033	0,008	0,06	0,0022	-	0,012	0,0021	0,0055	-	0,63*	761	Insatisfatório	O	X	
7	0,16	0,28	1,12	0,01*	0,70	0,036	0,015	0,02	0,0014	-	0,012	0,0019	0,0050	-	0,49*	761	Insatisfatório	O	X	
8	0,16	0,29	1,21	0,30*	0,51	0,035	0,015	0,04	0,0014	0,0014	0,012	0,0018	0,0054	-	0,53*	757	Insatisfatório	X	X	
9	0,36*	0,19	0,62	0,99	0,70	0,037	0,011	0,02	0,0016	-	0,011	0,0020	0,0054	-	0,80	762	Insatisfatório	O	X	

REIVINDICAÇÕES

1. Aço de baixa liga, **CARACTERIZADO** por compreender em % em massa, C: 0,10 a 0,20%, Si: 0,05 a 1,0%, Mn: 0,05 a 1,5%, Cr: 1,0 a 2,0%, Mo: 0,05 a 2,0%, Al: 0,10% ou menos e Ti: 0,002 a 0,05%, e com um valor de C_{eq} obtido
- 5 pela fórmula (1) seguinte de 0,65 ou mais, com o balanço consistindo de Fe e impurezas, em que nas impurezas, P é 0,025% ou menos, S é 0,010% ou menos, N é 0,007% ou menos, e B é menos de 0,0003%, e o número por unidade de área de precipitados tipo $M_{23}C_6$ (M: um elemento metálico) cujo diâmetro do grão é de 1 μm ou mais é de 0,1/ mm^2 ou menos, sendo a fórmula (1)
- 10
$$C_{eq} = C + (Mn/6) + (Cr + Mo + V)/5$$
- onde C, Mn, Cr, Mo e V na fórmula (1) denota o teor dos respectivos elementos (% em massa).
2. Aço de baixa liga de acordo com a reivindicação 1, **CARACTERIZADO** por compreender tanto um quanto ambos V de 0,03 a 0,2% e
- 15 Nb de 0,002 a 0,04%.
3. Aço de baixa liga de acordo com as reivindicações 1 ou 2, **CARACTERIZADO** por compreender pelo menos um elemento selecionado entre Ca de 0,0003 a 0,005%, Mg de 0,0003 a 0,005% e EMR de 0,0003 a 0,005%.