

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 988 808**

51 Int. Cl.:

C21D 6/02	(2006.01) C22C 38/30	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01) C22C 38/32	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01) C21D 1/18	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01) C21D 1/26	(2006.01)
C22C 38/20	(2006.01) C21D 8/02	(2006.01)
C22C 38/24	(2006.01) C21D 8/10	(2006.01)
C22C 38/26	(2006.01) C21D 9/08	(2006.01)
C22C 38/22	(2006.01) C21D 9/46	(2006.01)
C22C 38/40	(2006.01)	
C22C 38/28	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **13.08.2020 PCT/JP2020/030828**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.03.2021 WO21039431**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **13.08.2020 E 20858756 (8)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **18.09.2024 EP 4023778**

54 Título: **Material de acero adecuado para su uso en ambiente ácido**

30 Prioridad:

27.08.2019 JP 2019154359
27.08.2019 JP 2019154252

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
21.11.2024

73 Titular/es:

NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome
Chiyoda-kuTokyo 100-8071, JP

72 Inventor/es:

YOSHIDA, SHINJI;
ARAI, YUJI;
ITOH, KUNIAKI y
OKAMURA, TAKUYA

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 988 808 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Material de acero adecuado para su uso en ambiente ácido

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a un material de acero, y más particularmente se refiere a un material de acero adecuado para su uso en un ambiente ácido.

Técnica anterior

Debido a la profundización de los pozos de petróleo y de gas (a continuación en el presente documento, los pozos de petróleo y de gas se denominan colectivamente "pozos de petróleo"), existe la demanda de mejorar la resistencia de los materiales de acero para pozos de petróleo representados por tuberías de acero para pozos de petróleo. Específicamente, están utilizándose ampliamente tuberías de acero para pozos de petróleo de grado de 80 ksi (el límite elástico es de 80 a menos de 95 ksi, es decir, de 552 a menos de 655 MPa) y de grado de 95 ksi (el límite elástico es de 95 a menos de 110 ksi, es decir, de 655 a menos de 758 MPa), y recientemente también han comenzado a realizarse solicitudes de tuberías de acero para pozos de petróleo de grado de 110 ksi (el límite elástico es de 110 a menos de 125 ksi, es decir, de 758 a menos de 862 MPa), grado de 125 ksi (el límite elástico es de 125 a menos de 140 ksi, es decir, de 862 a menos de 965 MPa) y 140 ksi o más (el límite elástico es de 140 ksi o más, es decir, 965 MPa o más).

En los últimos años, también están desarrollándose activamente pozos profundos bajo la superficie del mar. Por ejemplo, en los denominados "campos petrolíferos marinos de aguas profundas", que se encuentran a una profundidad de agua de 2000 m o más, la temperatura del agua es baja. Se requiere que los materiales de acero que se usan en entornos tan severos tengan no sólo alta resistencia, sino también tenacidad a baja temperatura. Sin embargo, si el límite elástico de un material de acero aumenta excesivamente, existe la preocupación de que la tenacidad a baja temperatura del material de acero disminuya.

Además, la mayoría de los pozos profundos se encuentran en un ambiente ácido que contiene sulfuro de hidrógeno corrosivo. En la presente descripción, el término "ambiente ácido" significa un ambiente acidificado que contiene sulfuro de hidrógeno. Obsérvese que, en algunos casos, un ambiente ácido también puede contener dióxido de carbono. Se requiere que las tuberías de acero para pozos de petróleo para su uso en tales ambientes ácidos tengan no sólo una alta resistencia, sino también una resistencia al agrietamiento por tensión de sulfuro (a continuación en el presente documento, denominada "resistencia al SSC"). Por tanto, se ha comenzado a exigir un material de acero que tenga alta resistencia y excelente tenacidad a baja temperatura y que también tenga una excelente resistencia al SSC.

30 La tecnología para aumentar la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC de los materiales de acero, como se tipifica por tuberías de acero para pozos de petróleo, se propone en la publicación de solicitud de patente japonesa n.º 2000-297344 (documento de patente 1), la publicación de solicitud de patente japonesa n.º 2001-271134 (documento de patente 2) y la publicación de solicitud internacional n.º WO2008/123422 (documento de patente 3).

Un acero para pozos de petróleo que se divulga en el documento de patente 1 contiene, en % en masa, C: del 0,15 al 0,3 %, Cr: del 0,2 al 1,5 %, Mo: del 0,1 al 1 %, V: del 0,05 al 0,3 % y Nb: del 0,003 al 0,1 %. En este acero para pozos de petróleo, la cantidad de carburos precipitantes está dentro del intervalo del 1,5 al 4 % en masa, la proporción que ocupan los carburos de tipo MC entre la cantidad de carburos está dentro del intervalo del 5 al 45 % en masa, y cuando el grosor de pared del producto se toma como t (mm), la proporción de carburos de tipo $M_{23}C_6$ es (200/t) o menos en porcentaje en masa. En el documento de patente 1 se describe que el acero anteriormente mencionado para pozos de petróleo tiene excelente tenacidad y resistencia al SSC.

Un material de acero de baja aleación que se divulga en el documento de patente 2 consiste en, en % en masa, C: del 0,2 al 0,35 %, Si: del 0,05 al 0,5 %, Mn: del 0,1 al 1 %, P: 0,025 % o menos, S: 0,01 % o menos, Cr: del 0,1 al 1,2 %, Mo: del 0,1 al 1 %, B: del 0,0001 al 0,005 %, Al: del 0,005 al 0,1 %, N: 0,01 % o menos, V: del 0,05 al 0,5 %, Ni: 0,1 % o menos, W: 1,0 % o menos y O: 0,01 % o menos, siendo el resto Fe e impurezas, y satisface la fórmula $(0,03 \leq \text{MoxV} \leq 0,3)$ y la fórmula $(0,5 \times \text{Mo} - \text{V} + \text{GS} / 10 \geq 1)$ y tiene un límite elástico de 1060 MPa o más. Obsérvese que "GS" en la fórmula representa el número de tamaño de grano ASTM de granos de austenita previa. En el documento de patente 2 se describe que el material de acero de baja aleación anteriormente mencionado tiene excelente resistencia al SSC y tenacidad.

50 Un acero de baja aleación divulgado en el documento de patente 3 consiste en, en % en masa, C: del 0,10 al 0,20 %, Si: del 0,05 al 1,0 %, Mn: del 0,05 al 1,5 %, Cr: del 1,0 al 2,0 %, Mo: del 0,05 al 2,0 %, Al: 0,10 % o menos y Ti: del 0,002 al 0,05 %, siendo $\text{Ceq} (= \text{C} + (\text{Mn}/6) + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5)$ 0,65 o más, y siendo el resto Fe e impurezas, y entre las impurezas el acero de baja aleación contiene P: 0,025 % o menos, S: 0,010 % o menos, N: 0,007 % o menos y B: menos del 0,0003 %. En el acero de baja aleación, la cantidad de precipitados de tipo $M_{23}C_6$ que tienen un tamaño de grano de 1 μm o más no es superior a 0,1 por mm^2 . En el documento de patente 3 se describe que, en el acero de baja aleación, se garantiza la tenacidad y se mejora la resistencia al SSC.

5 El documento de patente 4 divulga que una tubería de acero para pozo de petróleo contiene, en % en masa, C en un 0,18-0,25 %; Si en un 0,1-0,3 %; Mn en un 0,4-0,8 %; P en un 0,015 % o menos; S en un 0,005 % o menos; Al en un 0,01-0,1 %; Cr en un 0,3-0,8 %; Mo en un 0,5-1,0 %; Nb en un 0,003-0,015 %; Ti en un 0,002-0,05 %; y B en un 0,003 % o menos; y siendo el resto Fe e impurezas inevitables. La tubería de acero para pozo de petróleo tiene una fase de martensita templada como fase principal y se caracteriza porque el número de MC o MC incluidos en una región de 20 μm x 20 μm , que tiene una razón de aspecto de 3 o menos y un diámetro mayor de 300 nm o más cuando la forma del carburo es elíptica, es de 10 o menos, MC es inferior al 1 % en masa, se deposita MC en forma de aguja en una ganancia y la cantidad de Nb depositada como carburo con un tamaño de 1 μm o más es inferior al 0,005 % en % en masa.

10 Lista de menciones

Documentos de patente

Documento de patente 1: Publicación de solicitud de patente japonesa n.º 2000-297344

Documento de patente 2: Publicación de solicitud de patente japonesa n.º 2001-271134

Documento de patente 3: Publicación de solicitud internacional n.º WO 2008/123422

15 Documento de patente 4: JP 2012 026030 A

Sumario de la invención

Problema técnico

20 Como se describió anteriormente, en los últimos años, junto con la creciente severidad de los entornos de los pozos de petróleo, existe una demanda de materiales de acero que tengan un límite elástico de 125 ksi o más, una tenacidad a baja temperatura más excelente y una resistencia al SSC más excelente que hasta ahora. Por tanto, puede obtenerse un material de acero (por ejemplo, un material de acero para pozos de petróleo) que tiene un límite elástico de 125 ksi o más (862 MPa o más), excelente tenacidad a baja temperatura y excelente resistencia al SSC mediante técnicas distintas de las técnicas divulgadas en los documentos de patente 1 a 3 anteriormente mencionados.

25 Un objetivo de la presente invención es proporcionar un material de acero que tenga un límite elástico de 862 MPa o más (125 ksi o más), excelente tenacidad a baja temperatura y excelente resistencia al SSC.

Solución al problema

Un material de acero según la presente invención es como se describe en la reivindicación 1. Se definen realizaciones preferidas en las reivindicaciones dependientes.

Efectos ventajosos de la invención

30 El material de acero según la presente invención tiene un límite elástico de 862 MPa o más (125 ksi o más) y tiene una excelente tenacidad a baja temperatura y una excelente resistencia al SSC.

Breve descripción de los dibujos

35 [FIG. 1] La figura 1 es un diagrama esquemático que ilustra la relación entre el diámetro circular equivalente y la densidad numérica de los precipitados con respecto a un ejemplo de un material de acero que tiene la composición química de la presente realización.

[FIG. 2] La figura 2 es un diagrama esquemático que ilustra la relación entre el diámetro circular equivalente y la densidad numérica de precipitados con respecto a otro ejemplo de un material de acero que tiene la composición química de la presente realización.

40 [FIG. 3] La figura 3 es una vista que ilustra la relación entre la proporción numérica de precipitados finos NP_F , la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC con respecto a un material de acero que tiene un límite elástico de grado de 125 ksi.

[FIG. 4] La figura 4 es una vista que ilustra la relación entre la proporción numérica de precipitados finos NP_F , la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC con respecto a un material de acero que tiene un límite elástico de 140 ksi o más.

45 [FIG. 5] La figura 5 es un diagrama esquemático que ilustra la relación entre el diámetro circular equivalente y la densidad numérica de precipitados con respecto a otro ejemplo de un material de acero que tiene la composición química de la presente realización diferente a la de la figura 1 y la figura 2.

[FIG. 6] La figura 6 es un diagrama esquemático que ilustra la relación entre el diámetro circular equivalente y la densidad numérica de precipitados con respecto a otro ejemplo de un material de acero que tiene la composición química de la presente realización diferente a la de la figura 1, la figura 2 y la figura 5.

Descripción de realizaciones

5 Los presentes inventores llevaron a cabo investigaciones y estudios sobre un método para obtener un límite elástico de 862 MPa o más (125 ksi o más), excelente tenacidad a baja temperatura y excelente resistencia al SSC en un material de acero que se supone que se usará en un ambiente ácido, y obtuvieron los siguientes hallazgos.

En primer lugar, los presentes inventores se centraron en la composición química y realizaron estudios detallados sobre un material de acero que tiene un límite elástico de 125 ksi o más, excelente tenacidad a baja temperatura y excelente resistencia al SSC. Como resultado, los presentes inventores consideraron que si un material de acero tiene una composición química que consiste en, en % en masa, C: de más del 0,20 al 0,35 %, Si: del 0,05 al 1,00 %, Mn: del 0,02 al 1,00 %, P: 0,025 % o menos, S: 0,0100 % o menos, Al: del 0,005 al 0,100 %, Cr: del 0,40 al 1,50 %, Mo: del 0,30 al 1,50 %, Ti: del 0,002 al 0,050 %, B: del 0,0001 al 0,0050 %, N: 0,0100 % o menos, O: 0,0100 % o menos, V: del 0 al 0,60 %, Nb: del 0 al 0,030 %, Ca: del 0 al 0,0100 %, Mg: del 0 al 0,0100 %, Zr: del 0 al 0,0100 %, metal de tierras raras: del 0 al 0,0100 %, Co: del 0 al 0,50 %, W: del 0 al 0,50 %, Ni: del 0 al 0,10 % y Cu: del 0 al 0,50 % siendo el resto Fe e impurezas, existe la posibilidad de obtener un límite elástico de 125 ksi o más, excelente tenacidad a baja temperatura y excelente resistencia al SSC.

Por tanto, los presentes inventores realizaron varios estudios sobre los factores que disminuyen la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada. Como resultado, los presentes inventores descubrieron que pueden precipitar carburos gruesos en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada. Cuando precipitan precipitados gruesos (incluidos carburos) en una gran cantidad en un material de acero, es posible que se produzca una concentración de tensiones en las superficies de contacto entre los precipitados gruesos y el metal base. Como resultado, existe la posibilidad de que disminuyan la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero.

Por otra parte, hasta ahora no se han realizado suficientes estudios sobre la distribución del tamaño de los precipitados en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada. Es decir, hasta ahora no se ha aclarado qué tamaño de los precipitados que precipitan y qué densidad numérica hacen que disminuya la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC de un material de acero.

Por tanto, en primer lugar, los presentes inventores realizaron estudios detallados sobre los precipitados de un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada. La figura 1 es un histograma que ilustra la relación entre el diámetro circular equivalente y la densidad numérica de precipitados incluidos en el material de acero, con respecto a un ejemplo de un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada. La figura 2 es un histograma que ilustra la relación entre el diámetro circular equivalente y la densidad numérica de precipitados incluidos en el material de acero, con respecto a otro ejemplo de un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada. Obsérvese que, en la presente descripción, el término "diámetro circular equivalente" significa el diámetro de un círculo en un caso en donde el área de un precipitado observado en una superficie del campo visual durante la observación de la microestructura se convierte en un círculo que tiene la misma área.

El diámetro circular equivalente y la densidad numérica de los precipitados en la figura 1 y la figura 2 se determinaron mediante métodos que se describen más adelante. Específicamente, el diámetro circular equivalente y la densidad numérica de los precipitados se determinaron usando una fracción de área S (%) de los precipitados obtenidos mediante cálculo termodinámico que se describe más adelante, y un perfil de rugosidad tridimensional que se describe más adelante. Obsérvese que los precipitados que se tomaron como objeto para determinar el diámetro circular equivalente y la densidad numérica eran precipitados que tenían un diámetro circular equivalente de 20 nm o más. Además, los histogramas ilustrados en la figura 1 y la figura 2 se crearon tomando el ancho de clase como 40 nm.

Haciendo referencia a la figura 1 y la figura 2, los estados de distribución de precipitados de materiales de acero que tienen la composición química anteriormente mencionada son los siguientes. Los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro del intervalo de 40 a 80 nm tienen la mayor densidad numérica entre los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más. La densidad numérica de los precipitados disminuye gradualmente a medida que aumenta el diámetro circular equivalente. Además, con respecto a la región en la que el diámetro circular equivalente es grande, casi no se confirman precipitados que tengan un diámetro circular equivalente de 500 nm o más.

Además, haciendo referencia a la figura 1 y la figura 2, en el material de acero mostrado en la figura 2, la densidad numérica de los precipitados gruesos aumenta más que en el material de acero mostrado en la figura 1. Sin embargo, haciendo referencia a la figura 1 y la figura 2, no se confirma una variación significativa con respecto a la densidad numérica de precipitados gruesos que tienen un diámetro circular equivalente superior a 300 nm. Así, se aclaró mediante estudios detallados de los presentes inventores que, en un material de acero que tiene la composición

química anteriormente mencionada, en un caso donde aumenta la densidad numérica de los precipitados gruesos, hay, por el contrario, una disminución notable en la densidad numérica de los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 300 nm o menos.

5 El motivo de la situación anterior no se ha aclarado en detalle. Sin embargo, los presentes inventores consideran que la razón es la siguiente. En un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, casi todos los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más son cementita. En un material de
 10 acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, la cementita puede volverse más gruesa debido al crecimiento de Ostwald en un proceso de revenido que se describe más adelante. Durante el crecimiento de Ostwald, se forma una sola partícula gruesa de cementita a partir de una pluralidad de partículas finas de cementita
 15 en el material de acero. Se considera que, debido a este mecanismo, la densidad numérica de los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de más de 300 nm aumenta, y la densidad numérica de los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro del intervalo de 20 a 300 nm disminuye notablemente.

Basándose en los hallazgos anteriores, los presentes inventores han descubierto que, si se centran en los estados de
 15 distribución de los precipitados de materiales de acero, puede ser un índice que indique los precipitados gruesos en el material de acero, y existe la posibilidad de aumentar la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC. Por tanto, los presentes inventores se centraron en la proporción que ocupan los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro del intervalo de 20 a 300 nm entre los precipitados que tienen un diámetro circular
 20 equivalente de 20 nm o más, y no en la densidad numérica de los precipitados. Si puede aumentarse la proporción que ocupan los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro del intervalo de 20 a 300 nm entre el número de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, existe la posibilidad de que la densidad numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de más de 300 nm se reduzca suficientemente y se mejore la tenacidad a
 25 baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero.

Por tanto, los presentes inventores realizaron estudios detallados sobre la proporción numérica de precipitados que
 25 tienen un diámetro circular equivalente dentro del intervalo de 20 a 300 nm entre precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más (a continuación en el presente documento, también denominada "proporción numérica de precipitados finos NP_F") en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada así como la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero. Específicamente,
 30 entre los materiales de acero que tienen un límite elástico de 862 MPa o más, con respecto a cada uno de los materiales de acero que tienen un límite elástico de menos de 965 MPa y el material de acero que tiene un límite elástico de 965 MPa o más, los presentes inventores realizaron estudios detallados sobre la relación entre la proporción numérica de precipitados finos, la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC. Se describirá usando un dibujo.

La figura 3 es una vista que ilustra la relación entre la proporción numérica de precipitados finos NP_F, la tenacidad a
 35 baja temperatura y la resistencia al SSC para los materiales de acero que tienen un límite elástico de grado de 125 ksi (de 862 a menos de 965 MPa) entre los ejemplos que se describen más adelante. La figura 3 se obtuvo mediante el siguiente método. Con respecto a los materiales de acero que tienen la composición química anteriormente mencionada y un límite elástico dentro del intervalo de 862 a menos de 965 MPa (grado de 125 ksi) entre los ejemplos que se describen más adelante, la figura 3 se creó usando las proporciones numéricas obtenidas de precipitados finos
 40 NP_F, una energía absorbida vE(-75 °C)(J) a -75 °C que es un índice de la tenacidad a baja temperatura y resultados de evaluación para la resistencia al SSC que se evaluaron mediante un método que se describe más adelante.

La proporción numérica de precipitados finos NP_F se determinó mediante un método que se describe más adelante. Además, con respecto a la tenacidad a baja temperatura, se determinó que el material de acero en cuestión tenía una
 45 tenacidad a baja temperatura excelente en un caso donde la energía absorbida vE(-75 °C) a -75 °C obtenida en un ensayo de impacto Charpy que se describe más adelante fue de 105 J o más. Además, el símbolo "O" en la figura 3 indica un material de acero que tenía una excelente resistencia al SSC. Por otra parte, el símbolo "●" en la figura 3 indica un material de acero que no mostró una excelente resistencia al SSC.

Haciendo referencia a la figura 3, se aclaró que, en el material de acero que tiene la composición química anteriormente
 50 mencionada y el límite elástico de grado de 125 ksi (de 862 a menos de 965 MPa), si la proporción numérica de precipitados finos NP_F es 0,85 o más, el material de acero presenta una excelente tenacidad a baja temperatura y también presenta una excelente resistencia al SSC. Por otro lado, en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada y un límite elástico de grado de 125 ksi, si la proporción numérica de precipitados finos es inferior a 0,85, el material de acero no presenta una excelente tenacidad a baja temperatura y tampoco presenta una excelente resistencia al SSC.

La figura 4 es una vista que ilustra la relación entre la proporción numérica de precipitados finos NP_F, la tenacidad a
 55 baja temperatura y la resistencia al SSC para los materiales de acero que tienen un límite elástico de 140 ksi o más (965 MPa o más) entre los ejemplos que se describen más adelante. La figura 4 se obtuvo mediante el siguiente método. Con respecto a los materiales de acero que tienen la composición química anteriormente mencionada y un límite elástico dentro del intervalo de 965 MPa o más (140 ksi o más) entre los ejemplos que se describen más
 60 adelante, la figura 4 se creó usando las proporciones numéricas obtenidas de precipitados finos NP_F, una energía

absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})(\text{J})$ a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ que es un índice de tenacidad a baja temperatura y resultados de evaluación para la resistencia al SSC que se evaluaron mediante un método que se describe más adelante.

La proporción numérica de precipitados finos NP_F se determinó mediante un método que se describe más adelante. Además, con respecto a la tenacidad a baja temperatura, se determinó que el material de acero en cuestión tenía una excelente tenacidad a baja temperatura en un caso en donde la energía absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})$ a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ obtenida en un ensayo de impacto Charpy que se describe más adelante fue de 70 J o más. Además, el símbolo "O" en la figura 4 indica un material de acero que tenía una excelente resistencia al SSC. Por otra parte, el símbolo "●" en la figura 4 indica un material de acero que no mostró una excelente resistencia al SSC.

Haciendo referencia a la figura 4, se aclaró que, en el material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada y el límite elástico de 140 ksi o más (965 MPa o más), si la proporción numérica de precipitados finos NP_F es 0,85 o más, el material de acero presenta una excelente tenacidad a baja temperatura y también presenta una excelente resistencia al SSC. Por otro lado, en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada y un límite elástico de 140 ksi o más, si la proporción numérica de precipitados finos es inferior a 0,85, el material de acero no presenta una excelente tenacidad a baja temperatura y tampoco presenta una excelente resistencia al SSC.

Haciendo referencia a la figura 3 y la figura 4, en el material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, si la proporción numérica de finos precipita NP_F es 0,85 o más, el material de acero tiene un límite elástico de 862 MPa o más, presenta una excelente tenacidad a baja temperatura y también presenta una excelente resistencia al SSC. Por tanto, el material de acero según la presente realización tiene la composición química anteriormente mencionada y, además, la proporción numérica de precipitados finos NP_F en el material de acero es 0,85 o más. A continuación, los presentes inventores realizaron diversos estudios sobre métodos para hacer de manera constante que la proporción numérica de precipitados finos NP_F sea 0,85 o más en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada.

Como resultado, los presentes inventores descubrieron que la proporción numérica de precipitados finos NP_F aumenta si la composición química del material de acero y la concentración de cromo (Cr) en los precipitados satisfacen la fórmula (1).

$$(0,157xC-0,0006xCr-0,0098xMo-0,0482xV+0,0006)/\theta_{Cr}\leq 0,300 \quad (1)$$

Donde un contenido en % en masa de un elemento correspondiente sustituye a cada símbolo de un elemento en la fórmula (1). Si un elemento correspondiente no está contenido, "0" sustituye al símbolo del elemento relevante. Además, la concentración de Cr en fracción de masa en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más sustituye a θ_{Cr} en la fórmula (1).

Se define que $Fn1 = (0,157xC-0,0006xCr-0,0098xMo-0,0482xV+0,0006)/\theta_{Cr}$. El numerador de $Fn1$ es un índice de la cantidad total de precipitación de cementita. El denominador θ_{Cr} de $Fn1$ es la concentración de Cr (unidad: fracción de masa) en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más.

Como se describió anteriormente, se considera que, en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más son en su mayoría cementita, y el mecanismo de crecimiento dominante de los mismos es el crecimiento de Ostwald. Es decir, la proporción numérica de precipitados finos NP_F puede aumentarse si puede suprimirse el crecimiento de Ostwald de la cementita.

En el caso del crecimiento de Ostwald, una vez completada la precipitación de la cementita, las partículas finas de cementita se disuelven en la matriz y las partículas de cementita comparativamente grandes crecen aún más. Es decir, si puede suprimirse la disolución de las partículas finas de cementita en la matriz, existe la posibilidad de que pueda suprimirse el engrosamiento de la cementita. En este sentido, el Cr se concentra en la cementita y la estabiliza. Es decir, resulta difícil que la cementita en la que la concentración de Cr es alta se disuelva en el material de acero. Se considera que, como resultado, se suprime el crecimiento de Ostwald de la cementita.

Es decir, la concentración de Cr θ_{Cr} en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más que es el denominador de $Fn1$ es un índice que indica el grado de dificultad del crecimiento de Ostwald de la cementita. Cuanto mayor sea el denominador (θ_{Cr}) de $Fn1$, mayor será la posibilidad de aumentar la proporción numérica de precipitados finos NP_F en el material de acero. Además, en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, cuanto mayor sea la cantidad total de precipitación de cementita, más fácil será que se forme cementita gruesa. Es decir, si se reduce el numerador de $Fn1$, existe la posibilidad de que aumente la proporción numérica de precipitados finos NP_F .

En resumen, $Fn1$ es un índice que se refiere a la proporción numérica de precipitados finos NP_F en el material de acero. Siempre que se cumplan las demás condiciones de la presente realización y $Fn1$ no sea superior a 0,300, la proporción numérica de precipitados finos NP_F en el material de acero puede aumentarse hasta 0,85 o más. Por tanto, en el material de acero según la presente realización, $Fn1$ no es superior a 0,300.

ES 2 988 808 T3

Los presentes inventores también estudiaron métodos para aumentar la concentración $Cr_{\theta_{Cr}}$ en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más. Como resultado, los presentes inventores descubrieron que, si la composición química anteriormente mencionada satisface la siguiente fórmula (2), la concentración de $Cr_{\theta_{Cr}}$ en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más aumenta.

$$5 \quad (1+263xC-Cr-16xMo-80xV)/(98-358xC+159xCr+15xMo+96xV) \leq 0,355 \quad (2)$$

Donde, un contenido en % en masa de un elemento correspondiente sustituye a cada símbolo de un elemento en la fórmula (2). Si un elemento correspondiente no está contenido, "0" sustituye al símbolo del elemento relevante.

Se define que $Fn2 = (1+263xC-Cr-16xMo-80xV)/(98-358xC+159xCr+15xMo+96xV)$. $Fn2$ es un índice que indica el grado de dificultad para que el Cr se concentre en los precipitados. Si $Fn2$ no es superior a 0,355, el Cr se concentra suficientemente en los precipitados y resulta fácil suprimir el crecimiento de Ostwald de la cementita. Por tanto, en el material de acero según la presente realización, $Fn2$ no es superior a 0,355.

Por tanto, el material de acero según la presente realización tiene la composición química anteriormente mencionada y satisface las condiciones de que $Fn1$ no sea superior a 0,300 y $Fn2$ no sea superior a 0,355 y, además, la proporción numérica de precipitados finos NP_f sea 0,85 o más. Como resultado, el material de acero según la presente realización tiene un límite elástico de 125 ksi o más, excelente tenacidad a baja temperatura y excelente resistencia al SSC.

El material de acero según la presente invención que se completó basándose en los hallazgos anteriores es como se describe en las reivindicaciones adjuntas.

En la presente descripción, la tubería de acero para pozos de petróleo puede ser una tubería de acero que se usa para una tubería de conducción o puede ser una tubería de acero usada para productos tubulares para zonas petrolíferas. La tubería de acero para pozos de petróleo puede ser una tubería de acero sin costuras o puede ser una tubería de acero soldada. Los productos tubulares para zonas petrolíferas son, por ejemplo, tuberías de acero que se usan para su uso en carcasas o tubos.

Preferiblemente, una tubería de acero para pozos de petróleo según la presente realización es una tubería de acero sin costuras. Si la tubería de acero para pozos de petróleo según la presente realización es una tubería de acero sin costuras, incluso si el grosor de pared de la misma es de 15 mm o más, la tubería de acero para pozos de petróleo tiene un límite elástico de 862 MPa o más (125 ksi o más), tiene una excelente tenacidad a baja temperatura y una excelente resistencia al SSC.

A continuación en el presente documento, se describe en detalle el material de acero según la presente invención. El símbolo "%" en relación con un elemento significa "porcentaje en masa" a menos que se indique específicamente lo contrario.

[Composición química]

La composición química del material de acero según la presente invención contiene los siguientes elementos.

C: de más del 0,20 al 0,35 %

El carbono (C) mejora la capacidad de endurecimiento del material de acero y aumenta la resistencia del material de acero. El C también promueve la esferoidización de los carburos durante el revenido en el proceso de producción y, de ese modo, mejora la resistencia al SSC del material de acero. Si se dispersan los carburos, la resistencia del material de acero aumenta aún más. Si el contenido de C es demasiado bajo, los efectos anteriormente mencionados no pueden obtenerse suficientemente, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por otra parte, si el contenido de C es demasiado alto, se producirán demasiados carburos y la tenacidad a baja temperatura del material de acero disminuirá, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Además, si el contenido de C es demasiado alto, en algunos casos es posible que se produzca agrietamiento por temple durante el temple en el proceso de producción. Por tanto, el contenido de C está dentro del intervalo de más del 0,20 al 0,35 %. Un límite inferior preferible del contenido de C es 0,22 %, más preferiblemente es 0,24 % y aún más preferiblemente es 0,26 %. Un límite superior preferible del contenido de C es 0,32 %.

Si: del 0,05 al 1,00 %

El silicio (Si) desoxida el acero. Si el contenido de Si es demasiado bajo, el efecto anteriormente mencionado no puede obtenerse de manera suficiente, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por otra parte, si el contenido de Si es demasiado alto, la resistencia al SSC del material de acero disminuye, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de Si está dentro del intervalo del 0,05 al 1,00 %. Un límite inferior preferible del contenido de Si es 0,15 % y más preferiblemente es 0,20 %. Un límite superior preferible del contenido de Si es 0,85 % y más preferiblemente es 0,70 %.

ES 2 988 808 T3

Mn: del 0,02 al 1,00 %

El manganeso (Mn) desoxida el acero. El Mn también mejora la capacidad de endurecimiento del material de acero. Si el contenido de Mn es demasiado bajo, no pueden obtenerse los efectos anteriormente mencionados, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por otro lado, si el contenido de Mn es demasiado alto, el Mn se segrega en los límites de los granos junto con impurezas como P y S. Como resultado, la resistencia al SSC y/o la tenacidad a baja temperatura del material de acero disminuye. Además, si el contenido de Mn es demasiado alto, la proporción numérica de precipitados finos en el material de acero disminuirá y, en algunos casos, la resistencia al SSC y/o la tenacidad a baja temperatura del material de acero disminuirá, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del alcance de la presente realización. Por tanto, el contenido de Mn está dentro del intervalo del 0,02 al 1,00 %. Un límite inferior preferible del contenido de Mn es 0,03 % y más preferiblemente es 0,05 %. Un límite superior preferible del contenido de Mn es 0,90 %, más preferiblemente es 0,80 %, aún más preferiblemente es 0,70 % y aún más preferiblemente es 0,60 %.

P: 0,025 % o menos

El fósforo (P) es una impureza. Es decir, el límite inferior del contenido de P es superior al 0 %. Si el contenido de P es demasiado alto, el P se segrega en los límites de los granos y disminuye la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de P es 0,025 % o menos. Un límite superior preferible del contenido de P es 0,020 %, y más preferiblemente es 0,015 %. Preferiblemente, el contenido de P es lo más bajo posible. Sin embargo, si el contenido de P se reduce excesivamente, el coste de producción aumenta significativamente. Por tanto, cuando se tiene en cuenta la producción industrial, un límite inferior preferible del contenido de P es 0,0001 %, más preferiblemente es 0,0003 %, aún más preferiblemente es 0,001 % y aún más preferiblemente es 0,003 %.

S: 0,0100 % o menos

El azufre (S) es una impureza. Es decir, el límite inferior del contenido de S es superior al 0 %. Si el contenido de S es demasiado alto, el S se segrega en los límites de los granos y disminuye la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de S es 0,0100 % o menos. Un límite superior preferible del contenido de S es 0,0050 %, y más preferiblemente es 0,0030 %. Preferiblemente, el contenido de S es lo más bajo posible. Sin embargo, si el contenido de S se reduce excesivamente, el coste de producción aumenta significativamente. Por tanto, cuando se tiene en cuenta la producción industrial, un límite inferior preferible del contenido de S es 0,0001 %, más preferiblemente es 0,0002 % y aún más preferiblemente es 0,0003 %.

Al: del 0,005 al 0,100 %

El aluminio (Al) desoxida el material de acero. Si el contenido de Al es demasiado bajo, el efecto anteriormente mencionado no puede obtenerse suficientemente, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por otro lado, si el contenido de Al es demasiado alto, se forman inclusiones gruesas a base de óxido y la resistencia al SSC del material de acero disminuye, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de Al está dentro del intervalo del 0,005 al 0,100 %. Un límite inferior preferible del contenido de Al es 0,015 % y más preferiblemente es 0,020 %. Un límite superior preferible del contenido de Al es 0,080 %, y más preferiblemente es 0,060 %. En la presente descripción, el contenido de "Al" significa "Al soluble en ácido", es decir, el contenido de "Al sol."

Cr: del 0,40 al 1,50 %

El cromo (Cr) mejora la capacidad de endurecimiento del material de acero. El Cr también se concentra en la cementita del material de acero y, de ese modo, suprime el crecimiento de Ostwald de la cementita. Por tanto, aumenta la proporción numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm entre precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más en el material de acero. Como resultado, aumenta la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero. El Cr también aumenta la resistencia al ablandamiento del revenido del material de acero y permite el revenido a alta temperatura. Como resultado, aumentan la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero. Si el contenido de Cr es demasiado bajo, los efectos anteriormente mencionados no pueden obtenerse suficientemente, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por otro lado, si el contenido de Cr es demasiado alto, la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero disminuirán, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de Cr está dentro de un intervalo del 0,40 al 1,50 %. Un límite inferior preferible del contenido de Cr es 0,50 %, y más preferiblemente es 0,51 %. Un límite superior preferible del contenido de Cr es 1,30 %, y más preferiblemente es 1,25 %.

Mo: del 0,30 al 1,50 %

El molibdeno (Mo) mejora la capacidad de endurecimiento del material de acero. El Mo también aumenta la resistencia al ablandamiento del revenido del material de acero y permite el revenido a alta temperatura. Como resultado,

ES 2 988 808 T3

5 aumentan la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero. Si el contenido de Mo es demasiado bajo, los efectos anteriormente mencionados no pueden obtenerse suficientemente, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por el contrario, si el contenido de Mo es demasiado alto, los efectos anteriormente mencionados se saturan. Por tanto, el contenido de Mo está dentro del intervalo del 0,30 al 1,50 %. Un límite inferior preferible del contenido de Mo es 0,40 % y más preferiblemente es 0,50 %. Un límite superior preferible del contenido de Mo es 1,40 %, más preferiblemente es 1,30 % y aún más preferiblemente es 1,25 %.

Ti: del 0,002 al 0,050 %

10 El titanio (Ti) se combina con N para formar nitruros y, de ese modo, refina los granos del material de acero mediante el efecto de fijación. Como resultado, aumenta la resistencia del material de acero. Si el contenido de Ti es demasiado bajo, el efecto anteriormente mencionado no puede obtenerse suficientemente, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por otro lado, si el contenido de Ti es demasiado alto, los nitruros de Ti se vuelven más gruesos y la resistencia al SSC del material de acero disminuye, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de Ti está dentro del intervalo del 0,002 al 0,050 %. Un límite inferior preferible del contenido de Ti es 0,003 % y más preferiblemente es 0,005 %. Un límite superior preferible del contenido de Ti es 0,030 %, y más preferiblemente es 0,020 %.

B: del 0,0001 al 0,0050 %

20 El boro (B) se disuelve en el acero, mejora la capacidad de endurecimiento del material de acero y aumenta la resistencia del material de acero. Si el contenido de B es demasiado bajo, el efecto anteriormente mencionado no puede obtenerse suficientemente, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por otra parte, si el contenido de B es demasiado alto, se forman nitruros gruesos y la resistencia al SSC del material de acero disminuye, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de B está dentro del intervalo del 0,0001 al 0,0050 %. Un límite inferior preferible del contenido de B es 0,0003 %, y más preferiblemente es 0,0007 %. Un límite superior preferible del contenido de B es 0,0030 %, más preferiblemente es 0,0025 %, aún más preferiblemente es 0,0020 % y aún más preferiblemente es 0,0015 %.

N: 0,0100 % o menos

30 Es inevitable que esté contenido nitrógeno (N). Es decir, el límite inferior del contenido de N es superior al 0 %. El N se combina con Ti para formar nitruros y, de ese modo, refina granos del material de acero por el efecto de fijación. Como resultado, aumenta la resistencia del material de acero. Sin embargo, si el contenido de N es demasiado alto, se forman nitruros gruesos y la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero disminuyen, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de N es 0,0100 % o menos. Un límite superior preferible del contenido de N es 0,0050 %, y más preferiblemente es 0,0045 %. Un límite inferior preferible del contenido de N para obtener más eficazmente el efecto anteriormente mencionado es 0,0005 %, más preferiblemente es 0,0010 %, aún más preferiblemente es 0,0015 % y aún más preferiblemente es 0,0020 %.

O: 0,0100 % o menos

40 El oxígeno (O) es una impureza. Es decir, el límite inferior del contenido de O es superior al 0 %. Si el contenido de O es demasiado alto, el O forma óxidos gruesos y hace que la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero disminuyan, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de O es 0,0100 % o menos. Un límite superior preferible del contenido de O es 0,0050 %, más preferiblemente es 0,0030 % y aún más preferiblemente es 0,0020 %. Preferiblemente, el contenido de O es lo más bajo posible. Sin embargo, si el contenido de O se reduce excesivamente, el coste de producción aumenta significativamente. Por tanto, cuando se tiene en cuenta la producción industrial, un límite inferior preferible del contenido de O es 0,0001 %, más preferiblemente es 0,0002 % y aún más preferiblemente es 0,0003 %.

45 El resto de la composición química del material de acero según la presente realización es Fe e impurezas. En este caso, el término "impurezas" se refiere a elementos que, durante la producción industrial del material de acero, se mezclan a partir de mineral o chatarra que se usa como materia prima del material de acero, o del entorno de producción o similar, y que se permiten dentro de un intervalo que no afecte negativamente al material de acero según la presente realización.

[Elementos opcionales]

55 La composición química del material de acero descrito anteriormente puede contener además uno o más tipos de elementos seleccionados del grupo que consiste en V y Nb en lugar de una parte de Fe. Cada uno de estos elementos es un elemento opcional y aumenta la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero.

V: del 0 al 0,60 %

El vanadio (V) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. Es decir, el contenido de V puede ser del 0 %. Si está contenido, V se combina con C o N para formar carburos, nitruros o carbonitruros (a continuación en el presente documento, denominados "carbonitruros y similares"). Los nitruros de carbono y similares refinan los granos del material de acero mediante el efecto de fijación y aumentan la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero. El V también forma carburos finos durante el revenido para aumentar la resistencia al ablandamiento del revenido del material de acero y para aumentar la resistencia del material de acero. Incluso si está contenida una pequeña cantidad de V, pueden obtenerse hasta cierto punto los efectos anteriormente mencionados. Sin embargo, si el contenido de V es demasiado alto, la tenacidad a baja temperatura del material de acero disminuye, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de V está dentro del intervalo del 0 al 0,60 %. Un límite inferior preferible del contenido de V es más del 0 %, más preferiblemente es el 0,01 %, aún más preferiblemente es el 0,02 %, aún más preferiblemente es el 0,04 % y aún más preferiblemente es el 0,06 %. Un límite superior preferible del contenido de V es 0,40 %, más preferiblemente es 0,30 % y aún más preferiblemente es 0,20 %.

Nb: del 0 al 0,030 %

El Niobio (Nb) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. Es decir, el contenido de Nb puede ser del 0 %. Si está contenido, el Nb forma nitruros de carbono y similares. Los nitruros de carbono y similares refinan los granos del material de acero mediante el efecto de fijación y aumentan la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero. El Nb también forma carburos finos durante el revenido y, de ese modo, aumenta la resistencia al ablandamiento del revenido del material de acero y mejora la resistencia del material de acero. Incluso si está contenida una pequeña cantidad de Nb, pueden obtenerse hasta cierto punto los efectos anteriormente mencionados. Sin embargo, si el contenido de Nb es demasiado alto, se forman excesivamente nitruros de carbono y similares y la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero disminuyen, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de Nb está dentro del intervalo del 0 al 0,030 %. Un límite inferior preferible del contenido de Nb es más del 0 %, más preferiblemente es el 0,002 %, aún más preferiblemente es el 0,003 % y más preferiblemente es el 0,007 %. Un límite superior preferible del contenido de Nb es 0,025 %, y más preferiblemente es 0,020 %.

La composición química del material de acero descrito anteriormente puede contener además uno o más tipos de elementos seleccionados del grupo que consiste en Ca, Mg, Zr y metales de tierras raras en lugar de una parte de Fe. Cada uno de estos elementos es un elemento opcional y hace que el S en el material de acero sea inofensivo formando sulfuros. Como resultado, estos elementos aumentan la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero.

Ca: del 0 al 0,0100 %

El calcio (Ca) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. Es decir, el contenido de Ca puede ser del 0 %. Si está contenido, el Ca hace que el S en el material de acero sea inofensivo formando sulfuros, y aumenta la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero. Incluso si está contenida una pequeña cantidad de Ca, puede obtenerse hasta cierto punto el efecto anteriormente mencionado. Sin embargo, si el contenido de Ca es demasiado alto, los óxidos en el material de acero se vuelven más gruesos y la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero disminuyen, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de Ca está dentro del intervalo del 0 al 0,0100 %. Un límite inferior preferible del contenido de Ca es más del 0 %, más preferiblemente es el 0,0001 %, aún más preferiblemente es el 0,0003 %, aún más preferiblemente es el 0,0006 % y aún más preferiblemente es el 0,0010 %. Un límite superior preferible del contenido de Ca es 0,0040 %, más preferiblemente es 0,0025 % y aún más preferiblemente es 0,0020 %.

Mg: del 0 al 0,0100 %

El magnesio (Mg) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. Es decir, el contenido de Mg puede ser del 0 %. Si está contenido, el Mg hace que el S en el material de acero sea inofensivo formando sulfuros, y aumenta la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero. Incluso si está contenida una pequeña cantidad de Mg, puede obtenerse hasta cierto punto el efecto anteriormente mencionado. Sin embargo, si el contenido de Mg es demasiado alto, los óxidos en el material de acero se vuelven más gruesos y disminuyen la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de Mg está dentro del intervalo del 0 al 0,0100 %. Un límite inferior preferible del contenido de Mg es más del 0 %, más preferiblemente es el 0,0001 %, aún más preferiblemente es el 0,0003 %, aún más preferiblemente es el 0,0006 % y aún más preferiblemente es el 0,0010 %. Un límite superior preferible del contenido de Mg es 0,0040 %, más preferiblemente es 0,0025 % y aún más preferiblemente es 0,0020 %.

ES 2 988 808 T3

Zr: del 0 al 0,0100 %

El circonio (Zr) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. Es decir, el contenido de Zr puede ser del 0 %. Si está contenido, el Zr hace que el S en el material de acero sea inofensivo formando sulfuros y aumenta la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero. Incluso si está contenido una pequeña cantidad de Zr, puede obtenerse hasta cierto punto el efecto anteriormente mencionado. Sin embargo, si el contenido de Zr es demasiado alto, los óxidos en el material de acero se vuelven más gruesos y la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero disminuyen, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de Zr está dentro del intervalo del 0 al 0,0100 %. Un límite inferior preferible del contenido de Zr es más del 0 %, más preferiblemente es el 0,0001 %, aún más preferiblemente es el 0,0003 %, aún más preferiblemente es el 0,0006 % y aún más preferiblemente es el 0,0010 %. Un límite superior preferible del contenido de Zr es 0,0040 %, más preferiblemente es 0,0025 % y aún más preferiblemente es 0,0020 %.

Metal de tierras raras (REM): del 0 al 0,0100 %

El metal de tierras raras (REM) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. Es decir, el contenido de REM puede ser del 0 %. Si está contenido, el REM hace que el S en el material de acero sea inofensivo formando sulfuros y aumenta la resistencia al SSC del material de acero. El REM también se combina con P en el material de acero y suprime la segregación de P en los límites de los granos cristalinos. Por tanto, se suprime una disminución en la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero que es atribuible a la segregación de P. Incluso si está contenida una pequeña cantidad de REM, pueden obtenerse hasta cierto punto los efectos anteriormente mencionados. Sin embargo, si el contenido de REM es demasiado alto, los óxidos en el material de acero se vuelven más gruesos y la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero disminuyen, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de REM está dentro del intervalo del 0 al 0,0100 %. Un límite inferior preferible del contenido de REM es más del 0 %, más preferiblemente es el 0,0001 %, aún más preferiblemente es el 0,0003 % y aún más preferiblemente es el 0,0006 %. Un límite superior preferible del contenido de REM es 0,0040 %, y más preferiblemente es 0,0025 %.

Obsérvese que, en la presente descripción el término "REM" se refiere a uno o más tipos de elementos seleccionados de un grupo que consiste en escandio (Sc) que es el elemento con número atómico 21, itrio (Y) que es el elemento con número atómico 39, y los elementos desde el lantano (La) con número atómico 57 hasta el lutecio (Lu) con número atómico 71 que son lantánidos. Además, en la presente descripción el término "contenido de REM" se refiere al contenido total de estos elementos.

La composición química del material de acero descrito anteriormente puede contener además uno o más tipos de elementos seleccionados del grupo que consiste en Co y W en lugar de una parte de Fe. Cada uno de estos elementos es un elemento opcional que forma un recubrimiento protector contra la corrosión en un ambiente ácido y suprime la penetración de hidrógeno en el material de acero. Como resultado, cada uno de estos elementos aumenta la resistencia al SSC del material de acero.

Co: del 0 al 0,50 %

El cobalto (Co) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. Es decir, el contenido de Co puede ser del 0 %. Si está contenido, en un ambiente ácido, el Co forma un recubrimiento protector contra la corrosión y suprime la penetración de hidrógeno en el material de acero. De este modo, el Co mejora la resistencia al SSC del material de acero. Incluso si está contenida una pequeña cantidad de Co, puede obtenerse hasta cierto punto el efecto anteriormente mencionado. Sin embargo, si el contenido de Co es demasiado alto, la capacidad de endurecimiento del material de acero disminuirá y la resistencia del material de acero disminuirá, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del alcance de la presente realización. Por tanto, el contenido de Co está dentro del intervalo del 0 al 0,50 %. Un límite inferior preferible del contenido de Co es más del 0 %, más preferiblemente es el 0,02 %, aún más preferiblemente es el 0,03 % y aún más preferiblemente es el 0,05 %. Un límite superior preferible del contenido de Co es 0,45 %, y más preferiblemente es 0,40 %.

W: del 0 al 0,50 %

El tungsteno (W) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. Es decir, el contenido de W puede ser del 0 %. Si está contenido, el W forma un recubrimiento protector contra la corrosión en un ambiente ácido y suprime la penetración de hidrógeno en el material de acero. De este modo, aumenta la resistencia al SSC del material de acero. Incluso si está contenida una pequeña cantidad de W, puede obtenerse hasta cierto punto el efecto anteriormente mencionado. Sin embargo, si el contenido de W es demasiado alto, se forman carburos gruesos en el material de acero y la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero disminuyen, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de W está dentro del intervalo del 0 al 0,50 %. Un límite inferior preferible del contenido de W es más del 0 %, más preferiblemente es el 0,02 %, aún más preferiblemente es el 0,03 % y aún más preferiblemente es el 0,05 %. Un límite superior preferible del contenido de W es 0,45 %, y más preferiblemente es 0,40 %.

La composición química del material de acero descrito anteriormente puede contener además uno o más tipos de elementos seleccionados del grupo que consiste en Ni y Cu en lugar de una parte de Fe. Cada uno de estos elementos es un elemento opcional y aumenta la capacidad de endurecimiento del material de acero.

Ni: del 0 al 0,10 %

5 El níquel (Ni) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. Es decir, el contenido de Ni puede ser del 0 %. Si está contenido, el Ni mejora la capacidad de endurecimiento del material de acero y aumenta la resistencia del material de acero. Además, el Ni se disuelve en el acero y mejora la tenacidad a baja temperatura del material de acero. Incluso si está contenida una pequeña cantidad de Ni, pueden obtenerse hasta cierto punto los efectos anteriormente mencionados. Sin embargo, si el contenido de Ni es demasiado alto, el Ni promoverá la corrosión local y la resistencia al SSC del material de acero disminuirá, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de Ni está dentro del intervalo del 0 al 0,10 %. Un límite inferior preferible del contenido de Ni es más del 0 %, más preferiblemente es el 0,01 % y aún más preferiblemente es el 0,02 %. Un límite superior preferible del contenido de Ni es 0,09 %, más preferiblemente es 0,08 % y aún más preferiblemente es 0,06 %.

15 Cu: del 0 al 0,50 %

El cobre (Cu) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. Es decir, el contenido de Cu puede ser del 0 %. Si está contenido, el Cu mejora la capacidad de endurecimiento del material de acero y aumenta la resistencia del material de acero. Incluso si está contenida una pequeña cantidad de Cu, pueden obtenerse hasta cierto punto los efectos anteriormente mencionados. Sin embargo, si el contenido de Cu es demasiado alto, la capacidad de endurecimiento del material de acero será demasiado alta y la resistencia al SSC del material de acero disminuirá, incluso cuando el contenido de otros elementos está dentro del intervalo de la presente realización. Por tanto, el contenido de Cu está dentro del intervalo del 0 al 0,50 %. Un límite inferior preferible del contenido de Cu es más del 0 %, más preferiblemente es el 0,01 %, aún más preferiblemente es el 0,02 % y aún más preferiblemente es el 0,05 %. Un límite superior preferible del contenido de Cu es 0,35 % y más preferiblemente es 0,25 %.

25 [Con respecto a la fórmula (1)]

El material de acero según la presente realización también satisface la fórmula (1) a continuación.

$$(0,157xC-0,0006xCr-0,0098xMo-0,0482xV+0,0006)/\theta_{Cr} \leq 0,300 \quad (1)$$

donde, un contenido en % en masa de un elemento correspondiente sustituye a cada símbolo de un elemento en la fórmula (1). Si el elemento correspondiente no está contenido, "0" sustituye al símbolo de un elemento. Además, la concentración de Cr en fracción de masa en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más sustituye a θ_{Cr} en la fórmula (1).

35 $Fn1 (= (0,157xC-0,0006xCr-0,0098xMo-0,0482xV+0,0006)/\theta_{Cr})$ es un índice relativo a la proporción numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm entre precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más (proporción numérica de precipitados finos NP_F). Siempre que se cumplan las demás condiciones de la presente realización y $Fn1$ no sea superior a 0,300, la proporción numérica de precipitados finos NP_F en el material de acero puede aumentarse hasta 0,85 o más.

El Cr se concentra en la cementita y puede suprimir el crecimiento de Ostwald de la cementita. Específicamente, al concentrarse en la cementita, el Cr puede suprimir la disolución de partículas finas de cementita en la matriz en un proceso de revenido en un proceso de producción que se describe más adelante. Como resultado, el Cr puede suprimir el engrosamiento de la cementita por el crecimiento de Ostwald.

45 En un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, casi todos los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más son cementita. Por otra parte, en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, existe la posibilidad de que carburos de tipo MC y carburos de tipo M_2C estén incluidos en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente inferior a 20 nm. Por tanto, en la fórmula (1) del material de acero según la presente realización, se define la concentración de Cr θ_{Cr} en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más. Como resultado, en la fórmula (1) del material de acero según la presente realización, puede definirse sustancialmente la concentración de Cr en la cementita.

50 Como se describió anteriormente, la concentración de Cr θ_{Cr} contenida en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más, que es el denominador de $Fn1$, es un índice que indica el grado de dificultad del crecimiento de Ostwald de la cementita. Si aumenta θ_{Cr} , que es el denominador de $Fn1$, existe la posibilidad de que se suprima el engrosamiento de la cementita y se incremente la proporción numérica de precipitados finos NP_F . Además, como se describió anteriormente, el numerador de $Fn1$ es un índice de la cantidad total de precipitación de cementita. En un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, cuanto mayor sea la cantidad total de precipitación de cementita, más fácil será que se forme cementita gruesa. Es decir, si se reduce el numerador de $Fn1$, existe la posibilidad de que aumente la proporción numérica de precipitados finos NP_F .

ES 2 988 808 T3

En resumen, F_{n1} es un índice relativo a la proporción numérica de precipitados finos NP_F . Siempre que se cumplan las demás condiciones de la presente realización y F_{n1} no sea superior a 0,300, la proporción numérica de precipitados finos NP_F en el material de acero puede aumentarse hasta 0,85 o más. Por tanto, en el material de acero según la presente realización, F_{n1} no es superior a 0,300. Un límite superior preferible de F_{n1} es 0,295, más preferiblemente es 0,290, aún más preferiblemente es 0,285, aún más preferiblemente es 0,280, más preferiblemente es 0,260 y aún más preferiblemente es 0,240. Si F_{n1} no es superior a 0,240, en algunos casos la resistencia al SSC del material de acero aumenta aún más. El límite inferior de F_{n1} no está particularmente limitado. El límite inferior de F_{n1} es, por ejemplo, 0.

La concentración de $Cr_{\theta_{Cr}}$ contenida en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más puede determinarse mediante el siguiente método. Se prepara una micromuestra de ensayo para crear una réplica de extracción a partir del material de acero según la presente realización. Si el material de acero es una chapa de acero, la micromuestra de ensayo se prepara a partir de una porción central del grosor de la chapa. Si el material de acero es una tubería de acero, la micromuestra de ensayo se prepara a partir de una porción central del grosor de la pared. La superficie de la micromuestra de ensayo se pule a espejo y, posteriormente, la micromuestra de ensayo se sumerge durante 10 minutos en un reactivo de grabado de nital al 3 % para grabar la superficie. Luego, la superficie grabada se cubre con una película depositada de carbono. La micromuestra de ensayo cuya superficie está cubierta con la película depositada se sumerge durante 20 minutos en un reactivo de grabado de nital al 5 %. La película depositada se desprende de la micromuestra de ensayo sumergida. La película depositada que se desprendió de la micromuestra de ensayo se limpia con etanol y después de eso se recoge con una malla metálica y se seca.

La película depositada (película de réplica) se observa usando un microscopio electrónico de transmisión (TEM). Específicamente, se especifican ubicaciones arbitrarias entre la película depositada y la observación de las ubicaciones especificadas se realiza usando un aumento de observación de $\times 10000$ y un voltaje de aceleración de 200 kV. Obsérvese que el número de ubicaciones que se especifican no está particularmente limitado siempre que el número de ubicaciones sea al menos tres. Además, cada campo visual es, por ejemplo, de $8 \mu m \times 8 \mu m$. Los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más se identifican en cada campo visual para especificar un total de 20 partículas de precipitado para todos los campos visuales, y se definen como "precipitados específicos". Obsérvese que los precipitados pueden identificarse basándose en el contraste. El diámetro circular equivalente de los respectivos precipitados puede determinarse mediante análisis de imagen de una imagen de observación en observación con TEM.

Los precipitados específicos (precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más) se someten a análisis puntual mediante espectrometría de rayos X de energía dispersiva (EDS). Mediante el análisis puntual por EDS, se determina la concentración de Cr en unidades de porcentaje en masa al tomar el total de elementos de aleación excluyendo el carbono en cada precipitado como el 100 %. La concentración de Cr se determina para 20 partículas de precipitado específicas, y el valor promedio aritmético de los valores obtenidos se define como la concentración de $Cr_{\theta_{Cr}}$ (unidad: fracción de masa) en los precipitados específicos.

[Con respecto a la fórmula (2)]

El material de acero según la presente realización satisface la siguiente fórmula (2).

$$(1+263xC-Cr-16xMo-80xV)/(98-358xC+159xCr+15xMo+96xV) \leq 0,355 \quad (2)$$

Donde, un contenido en % en masa de un elemento correspondiente sustituye a cada símbolo de un elemento en la fórmula (2). Si un elemento correspondiente no está contenido, "0" sustituye al símbolo del elemento relevante.

$F_{n2} (= (1+263xC-Cr-16xMo-80xV)/(98-358xC+159xCr+15xMo+96xV))$ es un índice que indica el grado de dificultad para que el Cr se concentre en los precipitados. Si F_{n2} no es superior a 0,355, el Cr se concentra suficientemente en los precipitados y resulta fácil provocar que se suprima el crecimiento de Ostwald de la cementita. Por tanto, en el material de acero según la presente realización, F_{n2} no es superior a 0,355.

Un límite superior preferible de F_{n2} es 0,350, más preferiblemente es 0,340, aún más preferiblemente es 0,330, aún más preferiblemente es 0,320, más preferiblemente es 0,310 y aún más preferiblemente es 0,300. Siempre que F_{n2} no sea superior a 0,300, F_{n1} puede ser 0,240 o menos y, en algunos casos, la resistencia al SSC del material de acero aumenta aún más. El límite inferior de F_{n2} no está particularmente limitado. El límite inferior de F_{n2} es, por ejemplo, 0.

[Microestructura]

La microestructura del material de acero según la presente realización está compuesta principalmente de martensita templada y bainita templada. Más específicamente, el total de las razones en volumen de martensita templada y bainita templada en la microestructura es del 90 % o más. El resto de la microestructura es, por ejemplo, ferrita o perlita. Si la microestructura del material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada contiene martensita templada y bainita templada en una cantidad equivalente a una razón en volumen total del 90 % o más, con la condición de que se cumplan los demás requisitos según la presente realización, el límite elástico del material de acero será de 862 MPa o más (125 ksi o más). Es decir, en la presente realización, si el límite elástico del material de acero es 862 MPa o más, puede determinarse que el total de las razones en volumen de martensita templada y bainita templada en la microestructura es el 90 % o más.

Obsérvese que puede adoptarse el siguiente método en el caso de determinar la razón en volumen de martensita templada y bainita templada mediante observación. En el caso en que el material de acero es una chapa de acero, se prepara una muestra de ensayo que tiene una superficie de observación con dimensiones de 10 mm en la dirección de laminación y 10 mm en la dirección del grosor a partir de una porción central del grosor. En el caso en que el material de acero es una tubería de acero, se prepara una muestra de ensayo que tiene una superficie de observación con dimensiones de 10 mm en la dirección del eje de la tubería y 8 mm en la dirección del grosor de la pared (radio de la tubería) a partir de una porción central del grosor de la pared.

Después de pulir la superficie de observación de la muestra de ensayo para obtener una superficie de espejo, la muestra de ensayo se sumerge durante aproximadamente 10 segundos en un reactivo de grabado de nital, para revelar la microestructura mediante grabado. La superficie de observación grabada se observa realizando observación con respecto a 10 campos visuales mediante una imagen electrónica secundaria obtenida usando un microscopio electrónico de barrido (SEM). El área del campo visual es, por ejemplo, de 400 μm^2 (aumento de x5000). En cada campo visual, se identifican martensita templada y bainita templada basándose en el contraste. Se determinan las fracciones de área de la martensita templada y la bainita templada identificadas. El método de medición de las fracciones de área no estará particularmente limitado y puede usarse un método bien conocido. Por ejemplo, las fracciones de área de martensita templada y bainita templada pueden determinarse realizando el procesamiento de imágenes. En la presente realización, el valor promedio aritmético de las fracciones de área de martensita templada y bainita templada determinadas en todos los campos visuales se define como la razón en volumen de martensita templada y bainita templada.

[Proporción numérica de precipitados finos]

En el material de acero según la presente realización, la proporción numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm entre precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más en el material de acero es 0,85 o más. Como se describió anteriormente, la proporción numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm entre precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más en el material de acero también se denomina "proporción numérica de precipitados finos NP_F". Obsérvese que, como se describió anteriormente, en la presente descripción, el término "diámetro circular equivalente" significa el diámetro de un círculo en el caso en donde el área de un precipitado observado en una superficie del campo visual durante la observación de la microestructura se convierte en un círculo que tiene la misma área.

Como se describió anteriormente, hasta ahora no se ha prestado especial atención a la distribución del tamaño de los precipitados en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada. Sin embargo, haciendo referencia a la figura 1 y la figura 2, como resultado de estudios detallados realizados por los presentes inventores, se aclaró que, en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, en un caso en donde la cementita se vuelve más gruesa debido al crecimiento de Ostwald, la densidad numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente en el intervalo de 20 a 300 nm disminuye notablemente y la densidad numérica de precipitados con un diámetro circular equivalente superior a 300 nm aumenta ligeramente.

Obsérvese que la figura 1 y la figura 2 son histogramas que ilustran la relación entre el diámetro circular equivalente y la densidad numérica de precipitados incluidos en el material de acero, con respecto a un ejemplo de un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada y un límite elástico de grado de 125 ksi (862 a menos de 965 MPa). Es decir, haciendo referencia a la figura 1 y la figura 2, en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada y un límite elástico de grado de 125 ksi, si aumenta la densidad numérica de los precipitados gruesos, se aclara que, aunque no se confirma una variación significativa con respecto a la densidad numérica de precipitados gruesos que tienen un diámetro circular equivalente de más de 300 nm, una disminución notable en la densidad numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 300 nm o menos. Además, la tendencia a eso también se confirma en el hecho de que el material de acero tiene un límite elástico de 140 ksi (965 a 1069 MPa).

Específicamente, la figura 5 es un histograma que ilustra la relación entre el diámetro circular equivalente y la densidad numérica de precipitados con respecto a otro ejemplo de un material de acero que tiene la composición química de la presente realización diferente a la de la figura 1 y la figura 2. La figura 6 es un histograma que ilustra la relación entre el diámetro circular equivalente y la densidad numérica de precipitados con respecto a otro ejemplo de un material de acero que tiene la composición química de la presente realización diferente a la de la figura 1, la figura 2 y la figura 5. Más específicamente, la figura 5 y la figura 6 son histogramas que se crearon con respecto a los materiales de acero que tienen la composición química anteriormente mencionada y un límite elástico de 140 ksi (965 a 1069 MPa) usando el diámetro circular equivalente y la densidad numérica de precipitados incluidos en el material de acero.

Haciendo referencia a la figura 1, la figura 2, la figura 5 y la figura 6, en el material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, no solo en el caso en donde el material de acero tiene un límite elástico de grado de 125 ksi, sino también en un caso en donde el material de acero tiene un límite elástico de 140 ksi, aunque no se confirma una variación significativa con respecto a la densidad numérica de precipitados gruesos que tienen un diámetro circular equivalente de más de 300 nm, una disminución notable en la densidad numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 300 nm o menos.

Además, con referencia a la figura 3 y la figura 4, en un material de acero que tiene la composición química anteriormente mencionada, si la proporción numérica de finos precipitados es 0,85 o más, el material de acero tiene un límite elástico de 862 MPa o más, presenta una excelente tenacidad a baja temperatura y también presenta una excelente resistencia al SSC. Por tanto, en el material de acero según la presente realización, la proporción numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm entre precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más (proporción numérica de precipitados finos NP_F) se hace de 0,85 o más. Un límite inferior preferible de la proporción numérica de precipitados finos NP_F es 0,87, más preferiblemente es 0,89, más preferiblemente es 0,92 y más preferiblemente es 0,94.

Específicamente, si el material de acero tiene la composición química anteriormente mencionada y satisface las condiciones de que F_n2 no sea superior a 0,300 y F_n1 no sea superior a 0,240, en algunos casos la proporción numérica de precipitados finos NP_F aumenta aún más. Más específicamente, cuando el límite elástico está dentro de un intervalo de 862 a menos de 965 MPa, la proporción numérica de precipitados finos NP_F es 0,92 o más, y la resistencia al SSC del material de acero aumenta aún más. Además, cuando el límite elástico es 965 MPa o más, la proporción numérica de precipitados finos NP_F es 0,94 o más, y la resistencia al SSC del material de acero aumenta aún más. Por otro lado, el límite superior de la proporción numérica de precipitados finos NP_F no está particularmente limitado. La proporción numérica de precipitados finos NP_F puede ser 1,00.

La proporción numérica de precipitados finos NP_F en el material de acero según la presente realización puede determinarse mediante el siguiente método. Se prepara una muestra de ensayo a partir del material de acero según la presente realización. La muestra de ensayo se prepara de la misma manera que la muestra de ensayo usada en la observación de la microestructura anteriormente mencionada. Específicamente, en el caso en donde el material de acero es una chapa de acero, se prepara una muestra de ensayo que tiene una superficie de observación con dimensiones de 10 mm en la dirección de laminación y 10 mm en la dirección del grosor a partir de una porción central del grosor. En el caso en que el material de acero es una tubería de acero, se prepara una muestra de ensayo que tiene una superficie de observación con dimensiones de 10 mm en la dirección del eje de la tubería y 8 mm en la dirección del grosor de la pared (radio de la tubería) a partir de una porción central del grosor de la pared.

Después de pulir la superficie de observación de la muestra de ensayo para obtener una superficie de espejo, la muestra de ensayo se sumerge durante 60 segundos en un reactivo de grabado de picral (disolución en etanol de ácido pícrico al 2,0 % en masa), para revelar la microestructura mediante grabado. La superficie de observación grabada se somete a una medición de rugosidad tridimensional usando un SEM para obtener de ese modo un perfil de rugosidad tridimensional de cada campo visual. Si el número de campos visuales de observación es tres o más campos visuales y el total del área de los campos visuales de observación es $300 \mu\text{m}^2$ o más, se mejora la reproducibilidad de la proporción numérica de precipitados finos NP_F . Por tanto, en la presente realización, el número de campos visuales de observación se establece en no menos de tres campos visuales. Además, el área del campo visual es, por ejemplo, $108 \mu\text{m}^2$ (aumento de $\times 10000$), es decir, $12 \mu\text{m} \times 9 \mu\text{m}$.

Aunque el número de píxeles (elementos de imagen) en los que se divide el área del campo visual no está particularmente limitado, es preferible hacer que un solo píxel no supere $0,020 \mu\text{m} \times 0,020 \mu\text{m}$ para obtener una precisión de medición estable. Si un solo píxel mide $0,020 \mu\text{m} \times 0,020 \mu\text{m}$, es decir, $20 \text{ nm} \times 20 \text{ nm}$, es posible detectar precipitados de 20 nm o más mediante medición de rugosidad tridimensional. Obsérvese que, en el caso de que un solo píxel se establezca como $0,020 \mu\text{m} \times 0,020 \mu\text{m}$ en el área del campo visual anteriormente mencionada, el área del campo visual se divide en 270.000 píxeles en forma de 600×450 píxeles.

Un método para realizar una medición de rugosidad tridimensional no está particularmente limitado y puede usarse un método bien conocido. Por ejemplo, pueden disponerse cuatro detectores de electrones secundarios en un SEM y puede obtenerse un perfil de rugosidad tridimensional combinando los resultados de detección de los cuatro detectores de electrones secundarios. En cada campo visual, la dirección de profundidad focal en la observación de SEM se define como "dirección de la altura". En cada campo visual, un plano perpendicular a la dirección de la altura se define como "plano de observación". Además, con respecto a la dirección de la altura anteriormente mencionada, la dirección desde el plano de observación hacia la fuente del haz de electrones se define como dirección positiva (dirección en donde aumenta la altura). Una fracción de área Z_h (%) que ocupa el material de acero en el área del campo visual del plano de observación en una posición h (μm) en la dirección de la altura se determina a partir de un perfil de rugosidad tridimensional obtenido mediante el método anteriormente mencionado. En este momento, la resolución en la dirección de la altura es, por ejemplo, 1 nm.

En este caso, en cada campo visual se identifican una altura más baja h_0 y una altura más alta h_1 . La altura " h_0 " significa el valor máximo entre las alturas h al que $Z_h = 100,0 \%$ y para el que una fracción de área correspondiente $Z_{h_0} = 100,0 \%$. La altura " h_1 " significa el valor mínimo entre las alturas h al que $Z_h = 0,0 \%$ y para el que una fracción de área correspondiente $Z_{h_1} = 0,0 \%$.

Se crea un gráfico en donde la posición h (μm) en la dirección de la altura se toma como abscisa y la fracción de área Z_h (%) que ocupa el material de acero se toma como ordenada con respecto a los respectivos campos visuales. En este momento, el intervalo de las posiciones h en la dirección de la altura se establece de h_0 a h_1 .

A continuación, se determina una fracción de área S (%) de precipitados en cada campo visual. En la presente realización, se determina la razón en volumen (%) de precipitados en el material de acero y se toma como la fracción de área S (%) de precipitados en cada campo visual. Además, en la presente realización, como se describió anteriormente, se detectan precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más. Por tanto, en la presente realización, la fracción de área S (%) de precipitados en cada campo visual significa la razón en volumen (%) de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más.

Además, como se describió anteriormente, la mayoría de los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más son cementita. Además, entre la razón en volumen de la cementita, la razón en volumen de la cementita que tiene un diámetro circular equivalente inferior a 20 nm es lo suficientemente pequeña como para ser insignificante. Por tanto, la fracción de área S (%) de los precipitados en cada campo visual puede aproximarse como una razón en volumen V_{θ} (%) de cementita en el material de acero según la presente realización. Así, en la presente realización, la razón en volumen V_{θ} (%) de cementita se determina como la fracción de área S (%) de precipitados en cada campo visual.

Un método para determinar la razón en volumen V_{θ} de cementita no está particularmente limitado y puede usarse un método bien conocido. Por ejemplo, V_{θ} puede determinarse mediante cálculo termodinámico. En este caso, al realizar un cálculo termodinámico usando la composición química y una temperatura de revenido en un proceso de producción que se describe más adelante, puede determinarse la proporción que ocupa la cementita en el volumen del sistema global (estructura completa, incluida la matriz, la cementita y otros precipitados e inclusiones). Obsérvese que, en el caso de realizar un cálculo termodinámico, el cálculo termodinámico puede realizarse usando un software de cálculo termodinámico conocido. Por tanto, es suficientemente posible que un experto en la técnica determine la razón en volumen V_{θ} (%) de cementita mediante cálculo termodinámico.

La razón en volumen V_{θ} de cementita también puede determinarse capturando el residuo de extracción. En este caso, la razón en volumen V_{θ} de cementita puede determinarse mediante el siguiente método. Se prepara una muestra de ensayo cilíndrica a partir del material de acero según la presente realización. En el caso de que el material de acero es una chapa de acero, la muestra de ensayo cilíndrica se prepara a partir de una porción central del grosor. En el caso en que el material de acero es una tubería de acero, la muestra de ensayo cilíndrica se prepara a partir de una porción central del grosor de la pared. El tamaño de la muestra de ensayo cilíndrica es, por ejemplo, de 6 mm de diámetro y 50 mm de longitud. La superficie de la muestra de ensayo cilíndrica preparada se pule para eliminar aproximadamente 50 μm mediante electropulido preliminar para obtener una superficie recién formada. La muestra de ensayo en la que se obtuvo la superficie recién formada se somete a electrólisis usando una solución electrolítica (10 % de acetilacetona + 1 % de tetraamonio + metanol). La solución electrolítica después de la electrólisis se hace pasar a través de un filtro de 0,2 μm para capturar el residuo.

El residuo obtenido se somete a descomposición con ácido y se determinan las concentraciones de elementos de aleación, excluido el carbono, en la cementita en unidades de porcentaje en masa mediante espectrometría de emisión ICP (plasma acoplado inductivamente). La razón en volumen V_{θ} (%) de cementita se determina basándose en las concentraciones obtenidas de elementos de aleación, excluido el carbono, en cementita y la siguiente fórmula (A).

$$V_{\theta} = (\text{suma de fracciones molares de los respectivos elementos de aleación en cementita}) \times (1/3) \times (V_{m\theta}/V_m) \quad (A)$$

Las "fracciones molares de los respectivos elementos de aleación en cementita" en la fórmula (A) pueden determinarse mediante el siguiente método. La cantidad de cada elemento de aleación disuelto en cementita puede adquirirse mediante análisis del residuo de extracción. Las fracciones molares de los respectivos elementos de aleación en la cementita pueden determinarse dividiendo la cantidad adquirida de cada elemento de aleación entre la cantidad total que se electrolizó.

Además, $V_{m\theta}$ en la fórmula (A) representa el volumen molar (m^3/mol) de cementita. Además, V_m en la fórmula (A) representa el volumen molar (m^3/mol) del sistema global (estructura completa incluida la matriz, cementita y otros precipitados e inclusiones). Obsérvese que $V_{m\theta}$ y V_m pueden obtenerse mediante un software de cálculo termodinámico bien conocido.

Como se describió anteriormente, en la presente realización un método para determinar la razón en volumen V_{θ} de cementita no está particularmente limitado, y puede usarse el método anteriormente mencionado que utiliza cálculo termodinámico o puede usarse el método anteriormente mencionado que captura el residuo de extracción. Además, en el material de acero según la presente realización que tiene la composición química anteriormente mencionada, casi no hay diferencia entre la fracción de área S (es decir, la razón en volumen V_{θ} de cementita) de precipitados obtenidos mediante el método que utiliza cálculo termodinámico y la fracción de área S de precipitados obtenidos por el método que captura el residuo de extracción. Por tanto, cualquiera que sea el método usado, puede determinarse la fracción de área S (%) de los precipitados en cada área del campo visual.

El diámetro circular equivalente, la proporción numérica y la densidad numérica de cada precipitado se determinan basándose en la fracción de área S (%) del precipitado que se determinó, una gráfica de la altura h (μm) y la fracción de área Z_h (%) determinada por el método anteriormente mencionado, y un perfil de rugosidad tridimensional obtenido por el método anteriormente mencionado. Específicamente, el diámetro circular equivalente y la densidad numérica

de los respectivos precipitados pueden determinarse de la siguiente manera. A partir del gráfico anteriormente mencionado, se identifica una altura a la que la fracción de área Z_h (%) es más cercana a la fracción de área S (%) y se define como h_t (μm). Basándose en la altura h_t obtenida y el perfil de rugosidad tridimensional, se adquiere la distribución del material de acero en un campo visual a la altura h_t como información bidimensional.

5 Una región que ocupa el material de acero y un espacio vacío se incluyen en la información bidimensional de la distribución del material de acero en un campo visual. En este momento, la región que ocupa el material de acero es, más específicamente, una región que ocupan los precipitados. Por tanto, analizando la información bidimensional adquirida, pueden determinarse los respectivos diámetros circulares equivalentes de los precipitados en el campo visual. De esta manera, se determinan los diámetros circulares equivalentes de todos los precipitados en la región del campo visual. Basándose en los diámetros circulares equivalentes de los respectivos precipitados que se obtienen, se cuenta el número de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más y el número de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm.

15 El método anteriormente mencionado se realiza para cada campo visual para contar de ese modo el número de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más y el número de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm en cada campo visual. La proporción numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm entre los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más puede determinarse basándose en la suma de los números de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más y la suma del número de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm en todos los campos visuales.

20 [Con respecto a la fórmula (3)]

Preferiblemente, el material de acero según la presente realización también puede satisfacer la fórmula (3) a continuación.

$$NP_F/ND_C \geq 4,25 \quad (3)$$

25 donde la proporción numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm entre precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más (proporción numérica de precipitados finos) sustituye a "NP_F" en la fórmula (3). Además, la densidad numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 300 nm o más (densidad numérica de precipitados gruesos) (partículas/ μm^2) sustituye a "ND_C" en la fórmula (3).

30 Se define que $F_{n3} = NP_F/ND_C$. F_{n3} es un índice que indica el número total de cementita. Si F_{n3} no es inferior a 4,25, la cantidad total de cementita disminuye y la tenacidad a baja temperatura del material de acero aumenta aún más. Por tanto, en el material de acero según la presente realización, la proporción numérica de precipitados finos NP_F es 0,85 o más, y además, F_{n3} es preferiblemente no inferior a 4,25. Un límite inferior más preferible de F_{n3} es 4,30, y aún más preferiblemente es 4,50. Obsérvese que el límite superior de F_{n3} no está particularmente limitado, por ejemplo, 330,00.

35 En el material de acero según la presente realización, la densidad numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 300 nm o más (densidad numérica de precipitados gruesos ND_C) (partículas/ μm^2) puede obtenerse al mismo tiempo que la proporción numérica de precipitados finos NP_F . Específicamente, la densidad numérica de los precipitados gruesos ND_C puede determinarse mediante el siguiente método. El número de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 300 nm o más se cuenta usando los respectivos diámetros circulares equivalentes obtenidos de los precipitados en el campo visual cuando se determina la proporción numérica de precipitados finos NP_F . La densidad numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 300 nm o más (densidad numérica de precipitados gruesos ND_C) (partículas/ μm^2) puede determinarse basándose en la suma de la cantidad de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 300 nm o más y el área bruta de todos los campos visuales.

45 [Forma del material de acero]

La forma del material de acero según la presente realización no está particularmente limitada. El material de acero es, por ejemplo, una tubería de acero o una chapa de acero. En el caso en donde el material de acero es una tubería de acero para pozos de petróleo, el material de acero es preferiblemente una tubería de acero sin costuras. En el caso en donde el material de acero según la presente realización es una tubería de acero sin costuras, el grosor de la pared no está particularmente limitado y, por ejemplo, está dentro del intervalo de 9 a 60 mm. El material de acero según la presente realización es particularmente adecuado para su uso como una tubería de acero sin costuras de pared gruesa. Más específicamente, incluso si el material de acero según la presente realización es una tubería de acero sin costuras de pared gruesa con un grosor de 15 mm o más o, además, 20 mm o más, el material de acero presenta una excelente resistencia, una excelente tenacidad a baja temperatura y excelente resistencia al SSC.

55 [Límite elástico del material de acero]

ES 2 988 808 T3

El límite elástico del material de acero según la presente realización es 862 MPa o más (125 ksi o más). Tal como se usa en la presente descripción, el término "límite elástico" significa una tensión de ensayo compensada del 0,2 % obtenida en un ensayo de tracción de conformidad con la norma ASTM E8/E8M (2013). Obsérvese que el límite superior del límite elástico del material de acero según la presente realización no está particularmente limitado. Mientras tanto, al menos cuando el límite elástico está dentro del intervalo de 862 a 1069 MPa, se ha demostrado mediante ejemplos descritos más adelante que el material de acero según la presente realización tiene una excelente tenacidad a baja temperatura y una excelente resistencia al SSC. Por consiguiente, el límite elástico del material de acero según la presente realización incluye al menos de 862 a 1069 MPa (de 125 a 155 ksi). En otras palabras, el límite elástico del material de acero según la presente realización incluye de al menos 862 a menos de 965 MPa (grado de 125 ksi) y de 965 a 1069 MPa (grado de 140 ksi).

El límite elástico del material de acero según la presente realización puede determinarse mediante el siguiente método. Específicamente, se realiza un ensayo de tracción de conformidad con la norma ASTM E8/E8M (2013). Se prepara una muestra de ensayo de barra redonda a partir del material de acero según la presente realización. Si el material de acero es una chapa de acero, la muestra de ensayo de barra redonda se prepara a partir de la porción central del grosor. Si el material de acero es una tubería de acero, la muestra de ensayo de barra redonda se toma de la porción central del grosor de la pared. En cuanto al tamaño de la muestra de ensayo de barra redonda, por ejemplo, la muestra de ensayo de barra redonda tiene un diámetro de porción paralela de 4 mm y una longitud de porción paralela de 35 mm. Obsérvese que la dirección axial de la muestra de ensayo de barra redonda es paralela a la dirección de laminación del material de acero. Se realiza un ensayo de tracción en la atmósfera a temperatura normal (25 °C) usando la muestra de ensayo de barra redonda, y se obtiene una tensión de ensayo compensada del 0,2 % que se define como el límite elástico (MPa).

[Tenacidad a baja temperatura del material de acero]

La tenacidad a baja temperatura del material de acero según la presente realización puede evaluarse mediante un ensayo de impacto Charpy de conformidad con la norma JIS Z 2242 (2005). Específicamente, la tenacidad a baja temperatura del material de acero según la presente realización se define como sigue.

[Tenacidad a baja temperatura cuando el límite elástico es de 862 a menos de 965 MPa]

Se prepara una muestra de ensayo a partir del material de acero según la presente realización. Si el material de acero es una chapa de acero, la muestra de ensayo se prepara a partir de la porción central del grosor. Si el material de acero es una tubería de acero, la muestra de ensayo se prepara a partir de la porción central del grosor de la pared. Como muestra de ensayo se usa una muestra de ensayo con muesca en V que tiene una anchura de 10 mm y una longitud de 55 mm. Obsérvese que la dirección longitudinal de la muestra de ensayo es paralela a una dirección que es ortogonal a la dirección de laminación del material de acero y a la dirección de reducción de laminación del material de acero. La superficie con muescas de la muestra de ensayo es perpendicular a la dirección de laminación del material de acero.

Se realiza un ensayo de impacto Charpy de conformidad con la norma JIS Z 2242 (2005) en la muestra de ensayo que se enfría hasta -75 °C para determinar de ese modo la energía absorbida $vE(-75\text{ °C})(J)$ a -75 °C. En el material de acero según la presente realización, en un caso en donde el límite elástico es de 862 a menos de 965 MPa, si la energía absorbida $vE(-75\text{ °C})$ a -75 °C es 105 J o más, se evalúa que el material de acero tiene una excelente tenacidad a baja temperatura. Un límite inferior más preferible de la energía absorbida $vE(-75\text{ °C})$ del material de acero según la presente realización es 110 J, y más preferiblemente es 115 J. Aunque un límite superior de la energía absorbida $vE(-75\text{ °C})$ del material de acero según la presente realización no está particularmente limitado, el límite superior es, por ejemplo, 300 J.

[Tenacidad a baja temperaturas cuando el límite elástico es 965 MPa o más]

Se prepara una muestra de ensayo a partir del material de acero según la presente realización. Si el material de acero es una chapa de acero, la muestra de ensayo se prepara a partir de la porción central del grosor. Si el material de acero es una tubería de acero, la muestra de ensayo se prepara a partir de la porción central del grosor de la pared. Como muestra de ensayo se usa una muestra de ensayo con muesca en V que tiene una anchura de 10 mm y una longitud de 55 mm. Obsérvese que la dirección longitudinal de la muestra de ensayo es paralela a una dirección que es ortogonal a la dirección de laminación del material de acero y la dirección de reducción de laminación del material de acero. La superficie con muescas de la muestra de ensayo es perpendicular a la dirección de laminación del material de acero.

Se realiza un ensayo de impacto Charpy de conformidad con la norma JIS Z 2242 (2005) en la muestra de ensayo que se enfría hasta -60 °C para determinar de ese modo la energía absorbida $vE(-60\text{ °C})(J)$ a -60 °C. En el material de acero según la presente realización, en un caso en donde el límite elástico es 965 MPa o más, si la energía absorbida $vE(-60\text{ °C})$ a -60 °C es 70 J o más, se evalúa que el material de acero tiene una excelente tenacidad a baja temperatura. Un límite inferior más preferible de la energía absorbida $vE(-60\text{ °C})$ del material de acero según la presente realización es 71 J, y más preferiblemente es 72 J. Aunque un límite superior de la energía absorbida $vE(-60\text{ °C})$ del material de acero según la presente realización no está particularmente limitado, el límite superior es, por ejemplo, 300 J.

ES 2 988 808 T3

[Resistencia al SSC del material de acero]

La resistencia al SSC del material de acero según la presente realización puede evaluarse mediante un método según el "Método A" especificado en la norma NACE TM0177-2005. Específicamente, la resistencia al SSC del material de acero según la presente realización se define como sigue.

5 [Resistencia al SSC cuando el límite elástico es de 862 a menos de 965 MPa]

Se prepara una muestra de ensayo de barra redonda a partir del material de acero según la presente realización. Si el material de acero es una chapa de acero, la muestra de ensayo de barra redonda se prepara a partir de la porción central del grosor. Si el material de acero es una tubería de acero, la muestra de ensayo de barra redonda se prepara a partir de la porción central del grosor de la pared. En cuanto al tamaño de la muestra de ensayo de barra redonda, por ejemplo, la muestra de ensayo de barra redonda tiene un diámetro de 6,35 mm y una longitud de porción paralela de 25,4 mm. Obsérvese que la dirección axial de la muestra de ensayo de barra redonda es paralela a la dirección de laminación del material de acero.

10 Como solución de ensayo se emplea una solución acuosa mixta que contiene un 5,0 % en masa de cloruro de sodio y un 0,5 % en masa de ácido acético (solución A de NACE). La temperatura de la solución de ensayo se fija en 24 °C. Se aplica una tensión equivalente al 90 % del límite elástico real (90 % del AYS) a la muestra de ensayo de barra redonda. La solución de ensayo a 24 °C se vierte en un recipiente de ensayo de modo que la muestra de ensayo de barra redonda a la que se ha aplicado la tensión se sumerja en la misma, y esto se adopta como baño de ensayo. Después de desgasificar el baño de ensayo, se sopla gas H₂S a 1 atm de presión al baño de ensayo y se hace que se sature en el baño de ensayo. El baño de ensayo se mantiene a 24 °C durante 720 horas (30 días).

15 En el caso en donde el límite elástico es de 862 a menos de 965 MPa, cuando se realiza el método según el Método A que se describió anteriormente sobre el material de acero según la presente realización, si no se confirma agrietamiento después de 720 horas (30 días) transcurridas, se evalúa que el material de acero tiene excelente resistencia al SSC. Obsérvese que, en la presente descripción, la frase "no se confirma agrietamiento" significa que no se confirma agrietamiento en la muestra de ensayo en un caso en donde la muestra de ensayo después del ensayo se observó a simple vista y por medio de un proyector con un aumento de x10.

20 En el material de acero según la presente realización, si el límite elástico es de 862 a menos de 965 MPa y la proporción numérica de precipitados finos es 0,92 o más, el material de acero según la presente realización tiene una resistencia al SSC aún más excelente. En este caso, en un caso en donde el límite elástico es de 862 a menos de 965 MPa, la frase "resistencia al SSC aún más excelente" significa, específicamente, que no se confirma agrietamiento después de 720 horas (30 días) transcurridas en un caso en donde se realiza un ensayo que es idéntica al método anteriormente mencionado según el "Método A" especificado en la norma NACE TM0177-2005, excepto que la tensión aplicada a la muestra de ensayo de barra redonda es el 95 % del límite elástico real (95 % del AYS).

[Resistencia al SSC cuando el límite elástico es 965 MPa o más]

25 Se prepara una muestra de ensayo de barra redonda a partir del material de acero según la presente realización. Si el material de acero es una chapa de acero, la muestra de ensayo de barra redonda se prepara a partir de la porción central del grosor. Si el material de acero es una tubería de acero, la muestra de ensayo de barra redonda se prepara a partir de la porción central del grosor de la pared. En cuanto al tamaño de la muestra de ensayo de barra redonda, por ejemplo, la muestra de ensayo de barra redonda tiene un diámetro de 6,35 mm y una longitud de porción paralela de 25,4 mm. Obsérvese que la dirección axial de la muestra de ensayo de barra redonda es paralela a la dirección de laminación del material de acero.

30 Como solución de ensayo se emplea una solución acuosa mixta que contiene un 5,0 % en masa de cloruro de sodio y un 0,4 % en masa de acetato de sodio que se ajusta a pH 3,5 usando ácido acético (solución B de NACE). La temperatura de la solución de ensayo se fija en 24 °C. Se aplica una tensión equivalente al 90 % del límite elástico real (90 % del AYS) a la muestra de ensayo de barra redonda. La solución de ensayo a 24 °C se vierte en un recipiente de ensayo de modo que la muestra de ensayo de barra redonda a la que se ha aplicado la tensión se sumerja en la misma, y esto se adopta como baño de ensayo. Después de desgasificar el baño de ensayo, se sopla en el baño de ensayo un gas mixto de H₂S a 0,1 atm de presión y CO₂ a 0,9 atm de presión y se hace que se sature en el baño de ensayo. El baño de ensayo se mantiene a 24 °C durante 720 horas (30 días).

35 En el caso en donde el límite elástico es de 965 MPa o más, cuando el método según el Método A que se describió anteriormente se realiza sobre el material de acero según la presente realización, si no se confirma agrietamiento después de 720 horas (30 días) transcurridas, se evalúa que el material de acero tiene una excelente resistencia al SSC. Obsérvese que, en la presente descripción, la frase "no se confirma agrietamiento" significa que no se confirma agrietamiento en la muestra de ensayo en un caso en donde la muestra de ensayo después del ensayo se observó a simple vista y por medio de un proyector con un aumento de x10.

40 En el material de acero según la presente realización, si el límite elástico es 965 MPa o más y la proporción numérica de precipitados finos es 0,94 o más, el material de acero según la presente realización tiene una resistencia al SSC aún más excelente. Aquí, en un caso en donde el límite elástico es 965 MPa o más, la frase "resistencia al SSC aún

más excelente” significa, específicamente, que no se confirma agrietamiento después de 720 horas (30 días) transcurridas en un caso en donde se realiza un ensayo que es idéntica al método anteriormente mencionado según el “Método A” especificado en la norma NACE TM0177-2005, excepto que el gas soplado se convierte en un gas mixto de gas H₂S a 0,2 atm de presión y gas CO₂ a 0,8 atm de presión.

5 [Método de producción]

A continuación se describirá un método para producir el material de acero. El método de producción no se reivindica explícitamente. El método de producción que se describe a continuación en el presente documento es un método para producir una tubería de acero sin costuras como ejemplo del material de acero reivindicado. El método para producir una tubería de acero sin costuras incluye un proceso de preparación de una carcasa hueca (proceso de preparación) y un proceso de someter la carcasa hueca a temple y revenido para formar una tubería de acero sin costuras (proceso de temple y proceso de revenido). Obsérvese que un método de producción no se limita al método de producción que se describe a continuación en el presente documento. Cada proceso se describe en detalle a continuación en el presente documento.

[Proceso de preparación]

15 En el proceso de preparación, se prepara un material de acero intermedio que tiene la composición química anteriormente mencionada. Siempre que el material de acero intermedio tenga la composición química anteriormente mencionada, el método para producir el material de acero intermedio no está particularmente limitado. Tal como se usa en el presente documento, el término “material de acero intermedio” se refiere a un material de acero en forma de chapa en el caso en donde el producto final es una chapa de acero, y se refiere a una carcasa hueca en el caso en donde el producto final es una tubería de acero.

20 El proceso de preparación puede incluir un proceso en el que se prepara un material de partida (proceso de preparación de material de partida) y un proceso en el que el material de partida se somete a trabajo en caliente para producir un material de acero intermedio (proceso de trabajo en caliente). A continuación en el presente documento, se describe en detalle un caso en el que el proceso de preparación incluye el proceso de preparación de material de partida y el proceso de trabajo en caliente.

[Proceso de preparación de material de partida]

30 En el proceso de preparación de material de partida, se produce un material de partida usando acero fundido que tiene la composición química anteriormente mencionada. El método para producir el material de partida no está particularmente limitado y puede usarse un método bien conocido. Específicamente, puede producirse una pieza fundida (un desbaste plano, un bloque o un tocho) mediante un proceso de colada continua usando el acero fundido. También puede producirse un lingote mediante un proceso de fabricación de lingotes usando el acero fundido. Según sea necesario, el desbaste plano, el bloque o el tocho pueden someterse a desbaste para producir un tocho. El material de partida (un desbaste plano, un bloque o un tocho) se produce mediante el proceso descrito anteriormente.

[Proceso de trabajo en caliente]

35 En el proceso de trabajo en caliente, el material de partida que se preparó se somete a trabajo en caliente para producir un material de acero intermedio. En el caso en donde el material de acero es una tubería de acero sin costuras, el material de acero intermedio corresponde a una carcasa hueca. En primer lugar, el tocho se calienta en un horno de calentamiento. Aunque la temperatura de calentamiento no está particularmente limitada, por ejemplo, la temperatura de calentamiento está dentro del intervalo de 1100 a 1300 °C. El tocho que se extrae del horno de calentamiento se somete a trabajo en caliente para producir una carcasa hueca (tubería de acero sin costuras). El método para realizar el trabajo en caliente no está particularmente limitado y puede usarse un método bien conocido.

45 Por ejemplo, el proceso de Mannesmann se realiza como trabajo en caliente para producir la carcasa hueca. En este caso, se lamina un tocho redondo mediante perforación usando una máquina perforadora. Cuando se realiza perforación-laminación, aunque la razón de perforación no está particularmente limitada, la razón de perforación está, por ejemplo, dentro del intervalo de 1,0 a 4,0. El tocho redondo que se sometió a perforación-laminación se lamina adicionalmente en caliente para formar una carcasa hueca usando una fresa de mandril, un reductor, una fresa de dimensionamiento o similar. La reducción acumulada de área en el proceso de trabajo en caliente es, por ejemplo, del 20 al 70 %.

50 También puede producirse una carcasa hueca a partir del tocho realizando otro método de trabajo en caliente. Por ejemplo, en el caso de un material de acero de pared gruesa y de longitud corta, como un acoplamiento, puede producirse una carcasa hueca mediante forjado mediante proceso de Ehrhardt o similar. Mediante el proceso anterior se produce una carcasa hueca. Aunque no está particularmente limitado, el grosor de pared de la carcasa hueca es, por ejemplo, de 9 a 60 mm.

55 La carcasa hueca producida mediante trabajo en caliente puede enfriarse por aire (cuando se lamina). La carcasa hueca producida mediante trabajo en caliente puede someterse a temple directo después del trabajo en caliente sin enfriarse hasta temperatura normal, o puede someterse a temple después de someterse a calentamiento suplementario (recalentamiento) después del trabajo en caliente.

En el caso de realizar un temple directo después del trabajo en caliente, o realizar un temple después de un calentamiento suplementario, el enfriamiento puede detenerse a mitad del proceso de temple o puede realizarse un enfriamiento lento. En este caso, puede suprimirse la aparición de agrietamiento por temple en la carcasa hueca. Además, en el caso de realizar un temple directo después del trabajo en caliente, o realizar un temple después de un calentamiento suplementario, puede realizarse un recocido de alivio de tensión (SR) en un momento que es después del temple y antes del tratamiento térmico del siguiente proceso. De este modo se eliminan tensiones residuales de la carcasa hueca.

Como se describió anteriormente, en el proceso de preparación se prepara un material de acero intermedio. El material de acero intermedio puede producirse mediante el proceso preferible anteriormente mencionado, o puede ser un material de acero intermedio que produjo un tercero, o un material de acero intermedio que se produjo en otra fábrica distinta de la fábrica en donde se realizan un proceso de temple y un proceso de revenido que se describen más adelante, o en trabajos diferentes. El proceso de temple se describe en detalle a continuación en el presente documento.

[Proceso de temple]

En el proceso de temple, el material de acero intermedio (carcasa hueca) que se preparó se somete a temple. En la presente descripción, el término "temple" significa enfriar rápidamente el material de acero intermedio que está a una temperatura no inferior al punto A_3 . Una temperatura de temple preferible es de 800 a 1000 °C. Si la temperatura de temple es demasiado alta, en algunos casos los granos cristalinos de granos previos a γ se vuelven gruesos y la resistencia al SSC del material de acero disminuye. Por tanto, es preferible una temperatura de temple en el intervalo de 800 a 1000 °C.

En la presente descripción, en el caso en donde se realiza temple directo después del trabajo en caliente, el término "temperatura de temple" corresponde a la temperatura de la superficie del material de acero intermedio que se mide mediante un termómetro colocado en el lado de salida del aparato que realiza el trabajo en caliente final. Además, en el caso en donde el temple se realiza después de un calentamiento o recalentamiento suplementario después del trabajo en caliente, el término "temperatura de temple" corresponde a la temperatura del horno que realiza el calentamiento o recalentamiento suplementario.

El método de temple, por ejemplo, enfría continuamente el material de acero intermedio (carcasa hueca) desde la temperatura inicial de temple y disminuye continuamente la temperatura de la superficie de la carcasa hueca. El método para realizar el tratamiento de enfriamiento continuo no está particularmente limitado y puede usarse un método bien conocido. El método para realizar el tratamiento de enfriamiento continuo es, por ejemplo, un método que enfría la carcasa hueca sumergiendo la carcasa hueca en un baño de agua, o un método que enfría la carcasa hueca de manera acelerada mediante enfriamiento con agua de ducha o enfriamiento por niebla.

Si la velocidad de enfriamiento durante el temple es demasiado lenta, la microestructura no se convierte en una que se compone principalmente de martensita y bainita, y no pueden obtenerse las propiedades mecánicas definidas en la presente realización (un límite elástico de 125 ksi o más). En este caso, además, no se obtienen una excelente tenacidad a baja temperatura y una excelente resistencia al SSC.

Por tanto, como se describió anteriormente, en el método para producir el material de acero, el material de acero intermedio se elimina rápidamente durante el temple. Específicamente, en el proceso de temple, la velocidad de enfriamiento promedio cuando la temperatura de la superficie del material de acero intermedio (carcasa hueca) está dentro del intervalo de 800 a 500 °C durante el temple se define como una velocidad de enfriamiento durante el temple $CR_{800-500}$. Más específicamente, la velocidad de enfriamiento durante el temple $CR_{800-500}$ se determina basándose en una temperatura que se mide en una región que se enfría más lentamente dentro de una sección transversal del material de acero intermedio que está enfriándose rápidamente (por ejemplo, en el caso de enfriar ambas superficies a la fuerza, la velocidad de enfriamiento se mide en la porción central del grosor del material de acero intermedio).

Una velocidad de enfriamiento preferible durante el temple $CR_{800-500}$ es 300 °C/min o superior. Un límite inferior más preferible de la velocidad de enfriamiento durante el temple $CR_{800-500}$ es 450 °C/min, y más preferiblemente es 600 °C/min. Aunque no está particularmente definido un límite superior de la velocidad de enfriamiento durante el temple $CR_{800-500}$, el límite superior es, por ejemplo, 60000 °C/min.

Preferiblemente, el temple se realiza después de realizar el calentamiento de la carcasa hueca en la zona de austenita una pluralidad de veces. En este caso, la resistencia al SSC del material de acero aumenta porque los granos de austenita se refinan antes del temple. El calentamiento en la zona de austenita puede repetirse una pluralidad de veces realizando un enfriamiento varias veces, o el calentamiento en la zona de austenita puede repetirse una pluralidad de veces realizando normalización y temple. Además, el temple y revenido que se describe más adelante pueden realizarse en combinación una pluralidad de veces. Es decir, el temple y revenido pueden realizarse varias veces. En este caso, la resistencia al SSC del material de acero aumenta aún más. El proceso de revenido se describe en detalle a continuación en el presente documento.

[Proceso de revenido]

El proceso de revenido se lleva a cabo realizando un revenido después de realizar el temple anteriormente mencionado. En la presente descripción, el término “revenido” significa recalentar el material de acero intermedio después del temple hasta una temperatura que es menor que el punto A_{c1} y mantener el material de acero intermedio a esa temperatura. En este caso, la temperatura de revenido corresponde a la temperatura del horno cuando el material de acero intermedio después del temple se calienta y se mantiene a la temperatura relevante. El tiempo de revenido significa el período de tiempo desde que la temperatura del material de acero intermedio alcanza una temperatura de revenido predeterminada hasta la extracción del horno de tratamiento térmico.

Como se describió anteriormente, en el material de acero según la presente realización, la mayoría de los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más son cementita. Además, la cementita puede volverse más gruesa debido al crecimiento de Ostwald durante el mantenimiento para el revenido. En particular, en el caso de producir un material de acero que va a usarse para pozos de petróleo, con el fin de aumentar la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC, la temperatura de revenido se fija dentro del intervalo de 600 a 730 °C. Al templar a una temperatura tan alta, la cementita tiende a volverse más gruesa fácilmente debido al crecimiento de Ostwald.

Por tanto, en el proceso de revenido, el revenido a alta temperatura se realiza durante un corto período de tiempo para formar de antemano una gran cantidad de núcleos de cementita. A continuación, se realiza revenido a una temperatura que es un poco más baja (a continuación en el presente documento, también denominado “revenido a temperatura intermedia”) que la temperatura en el revenido a alta temperatura para hacer que crezca el gran número de núcleos de cementita formados como se describió anteriormente. Como resultado, puede formarse un gran número de partículas finas de cementita en el material de acero según la presente realización. Es decir, en el proceso de revenido, el revenido se realiza en dos fases, a saber, revenido a alta temperatura y revenido a temperatura intermedia, en ese orden. Según este método, en el material de acero, la proporción numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm entre los precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más (proporción numérica de precipitados finos NP_F) puede elevarse hasta 0,85 o más. Y además, según este método, F_n3 ($= NP_F/ND_C$) se eleva hasta 4,25 o más. A continuación en el presente documento, se describen en detalle el proceso de revenido a alta temperatura y el proceso de revenido a temperatura intermedia.

[Proceso de revenido a alta temperatura]

En el proceso de revenido a alta temperatura, el material de acero intermedio (carcasa hueca) que se sometió a temple se calienta desde temperatura ambiente hasta la temperatura de revenido y luego se mantiene a la temperatura de revenido durante el tiempo de revenido. Como resultado, se forma una gran cantidad de núcleos de cementita en la microestructura del material de acero intermedio después del proceso de revenido a alta temperatura.

En el proceso de revenido a alta temperatura, si la velocidad de calentamiento desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de revenido es demasiado lenta, en algunos casos pueden precipitar carburos desde los límites de los granos durante el calentamiento. En comparación con los carburos que precipitaron desde el interior de los granos, los carburos que precipitaron desde los límites de los granos tienen más probabilidades de volverse gruesos. Por tanto, en el proceso de revenido a alta temperatura, la velocidad de calentamiento de la temperatura ambiente hasta la temperatura de revenido se realiza a una velocidad rápida.

Específicamente, la velocidad de calentamiento en el intervalo de 100 a 650 °C se define como una velocidad de calentamiento durante el revenido $HR_{100-650}$ (°C/min). Más específicamente, la velocidad de calentamiento durante el revenido $HR_{100-650}$ se determina basándose en una temperatura que se mide en una región que se calienta más lentamente dentro de una sección transversal del material de acero intermedio que está calentándose (por ejemplo, en el caso de calentamiento desde ambas superficies del material de acero, la velocidad de calentamiento se mide en la porción central del grosor del material de acero intermedio).

En el proceso de revenido a alta temperatura, una velocidad de calentamiento preferible durante el revenido $HR_{100-650}$ es 5 °C/min o superior. Un límite inferior más preferible de la velocidad de calentamiento durante el revenido $HR_{100-650}$ es 8 °C/min, y más preferiblemente es 10 °C/min. El límite superior de la velocidad de calentamiento durante el revenido $HR_{100-650}$ no está particularmente limitado y, por ejemplo, es 60000 °C/min.

Si la temperatura de revenido en el proceso de revenido a alta temperatura es demasiado baja, los núcleos de cementita no precipitarán lo suficiente durante el mantenimiento para el revenido, y la cementita se volverá más gruesa debido al proceso de revenido a temperatura intermedia, que se describe más adelante. Como resultado, en el material de acero después del proceso de revenido a temperatura intermedia, la proporción numérica de precipitados finos NP_F será inferior a 0,85, y la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero disminuirán.

Por otro lado, si la temperatura de revenido en el proceso de revenido a alta temperatura es demasiado alta, la temperatura de revenido puede llegar a ser superior al punto A_{c1} . En tal caso, se mezclará austenita en la microestructura del material de acero intermedio. Como resultado, la microestructura del material de acero después del proceso de revenido a temperatura intermedia que se describe más adelante no estará compuesta principalmente de martensita templada y bainita templada, y no pueden obtenerse las propiedades mecánicas definidas en la presente realización. Por tanto, en el proceso de revenido a alta temperatura, una temperatura de revenido preferible está dentro del intervalo de 695 a 720 °C. Un límite inferior más preferible de la temperatura de revenido en el proceso de revenido

a alta temperatura es 700 °C. Un límite superior más preferible de la temperatura de revenido en el proceso de revenido a alta temperatura es 715 °C.

5 Si el tiempo de revenido es demasiado corto, los núcleos de cementita no precipitarán lo suficiente durante el mantenimiento para el austenita y la cementita se volverá más gruesa mediante el proceso de austenita a temperatura intermedia que se describe más adelante. Como resultado, en el material de acero después del proceso de revenido a temperatura intermedia, la proporción numérica de precipitados finos NP_F será inferior a 0,85, y la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero disminuirán.

10 Por otro lado, si el tiempo de revenido en el proceso de revenido a alta temperatura es demasiado largo, en algunos casos la cementita puede volverse más gruesa durante el mantenimiento para el revenido. Como resultado, en el material de acero después del proceso de revenido a temperatura intermedia, la proporción numérica de precipitados finos NP_F será inferior a 0,85, y la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero disminuirán. Además, si el tiempo de revenido es demasiado largo, en algunos casos el límite elástico disminuirá.

15 Por tanto, en el proceso de revenido a alta temperatura, un tiempo de revenido preferible está dentro del intervalo de 2 a menos de 20 minutos. Un límite superior más preferible del tiempo de revenido en el proceso de revenido a alta temperatura es 15 minutos. Un límite inferior más preferible del tiempo de revenido en el proceso de revenido a alta temperatura es 3 minutos, y más preferiblemente es 5 minutos. A continuación en el presente documento, se describe en detalle el proceso de revenido a temperatura intermedia.

[Proceso de revenido a temperatura intermedia]

20 En el proceso de revenido a temperatura intermedia, el material de acero intermedio (carcasa hueca) que se sometió al proceso de revenido a alta temperatura se mantiene durante un tiempo de revenido a una temperatura de revenido en una región de temperatura que es un poco más baja que la región de temperatura en el proceso de revenido a alta temperatura. En el proceso de revenido a temperatura intermedia, el límite elástico del material de acero se ajusta a 862 MPa o más (125 ksi o más).

25 Si la temperatura de revenido en el proceso de revenido a temperatura intermedia es demasiado baja, en algunos casos el límite elástico del material de acero después del revenido será demasiado alto. En tal caso, la resistencia será demasiado alta y la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero pueden disminuir. Por otro lado, si la temperatura de revenido en el proceso de revenido a temperatura intermedia es demasiado alta, en algunos casos el límite elástico del material de acero después del revenido puede ser menor. Como resultado, el límite elástico será inferior a 862 MPa y no se obtendrá un límite elástico de 125 ksi o más.

30 Por tanto, en el proceso de revenido a temperatura intermedia, una temperatura de revenido preferible está dentro del intervalo de 600 a 690 °C. Un límite superior más preferible de la temperatura de revenido en el proceso de revenido a temperatura intermedia es inferior a 690 °C, y además preferiblemente es 685 °C. Un límite inferior más preferible de la temperatura de revenido en el proceso de revenido a temperatura intermedia es 620 °C, y más preferiblemente es 640 °C.

35 Si el tiempo de revenido en el proceso de revenido a temperatura intermedia es demasiado corto, en algunos casos el límite elástico del material de acero después del revenido será demasiado alto. Como resultado, la resistencia será demasiado alta, y la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al SSC del material de acero pueden disminuir. Por otro lado, si el tiempo de revenido es demasiado largo, los efectos anteriormente mencionados se saturan.

40 En consecuencia, un tiempo de revenido preferible en el proceso de revenido a temperatura intermedia está dentro del intervalo de 10 a 180 minutos. Un límite superior más preferible del tiempo de revenido es 120 minutos, y más preferiblemente es 90 minutos. Un límite inferior más preferible del tiempo de revenido es 15 minutos, y más preferiblemente es 20 minutos. Obsérvese que, en el caso en donde el material de acero es una tubería de acero, en comparación con otras formas, es posible que se produzcan variaciones de temperatura con respecto al tubo de acero durante el mantenimiento para el revenido. Por tanto, en el caso en donde el material de acero es una tubería de
45 acero, el tiempo de revenido se establece preferiblemente dentro de un intervalo de 15 a 180 minutos.

Como se describió anteriormente, en el proceso de revenido a temperatura intermedia, la temperatura de revenido y el tiempo de revenido se ajustan para obtener un material de acero que tiene un límite elástico de 125 ksi o más. Obsérvese que es suficientemente posible para un experto en la técnica obtener un material de acero que tenga un límite elástico de 125 ksi o más (862 MPa o más) sometiendo un material de acero intermedio (carcasa hueca) que
50 tenga la composición química de la presente realización al revenido a temperatura intermedia en el que la temperatura de revenido anteriormente mencionada y el tiempo de revenido anteriormente mencionado se ajustan apropiadamente.

Obsérvese que el proceso de revenido a alta temperatura y el proceso de revenido a temperatura intermedia anteriormente mencionados pueden realizarse como tratamientos térmicos consecutivos. Es decir, el material de acero intermedio que se sometió al proceso de revenido a alta temperatura puede luego someterse al proceso de revenido a temperatura intermedia sin enfriarse hasta temperatura ambiente. En ese momento, el proceso de revenido a alta temperatura y el proceso de revenido a temperatura intermedia pueden realizarse dentro del mismo horno de
55 tratamiento térmico.

En el caso de realizar el proceso de revenido a alta temperatura y el proceso de revenido a temperatura intermedia consecutivamente dentro del mismo horno de tratamiento térmico, se forma un gradiente de temperatura dentro del horno de tratamiento térmico y se controla la temperatura del material de acero intermedio. En este caso, si el período de tiempo desde que termina el proceso de revenido a alta temperatura hasta que comienza el proceso de revenido a temperatura intermedia es demasiado largo, el tiempo de mantenimiento a alta temperatura será demasiado largo y el límite elástico del material de acero después del revenido puede disminuir. Además, en tal caso, en algunos casos no aumentará la proporción numérica de precipitados finos NP_F. Por tanto, en el caso de formar un gradiente de temperatura dentro del horno de tratamiento térmico y controlar la temperatura del material de acero intermedio, el período de tiempo desde el final del proceso de revenido a alta temperatura hasta que la temperatura del material de acero intermedio se ajusta a la temperatura de revenido del proceso de revenido a temperatura intermedia preferiblemente no supera los 10 minutos, y más preferiblemente no supera los 5 minutos.

Además, en el caso de realizar el proceso de revenido a alta temperatura y el proceso de revenido a temperatura intermedia dentro del mismo horno de tratamiento térmico, el material de acero intermedio puede extraerse del horno de tratamiento térmico una vez finalizado el proceso de revenido a alta temperatura, y posteriormente el material de acero intermedio puede insertarse nuevamente en el mismo horno de tratamiento térmico. En este caso, después del final del proceso de revenido a alta temperatura, el material de acero intermedio se inserta en el horno de tratamiento térmico después de que la temperatura en el horno de tratamiento térmico se reduzca hasta la temperatura de revenido para el proceso de revenido a temperatura intermedia.

En el caso de realizar el proceso de revenido a alta temperatura y el proceso de revenido a temperatura intermedia como tratamientos térmicos consecutivos, los procesos de revenido pueden realizarse en diferentes hornos de tratamiento térmico. En el caso de realizar el proceso de revenido a alta temperatura y el proceso de revenido a temperatura intermedia en diferentes hornos de tratamiento térmico, puede permitirse que el material de acero intermedio que se extrajo del horno de tratamiento térmico usado para el proceso de revenido a alta temperatura se enfríe en la atmósfera hasta insertarse en el horno de tratamiento térmico que se usa para el proceso de revenido a temperatura intermedia. En este caso, el período de tiempo desde la extracción del material de acero intermedio del horno de tratamiento térmico usado para el proceso de revenido a alta temperatura hasta la inserción del material de acero intermedio en el horno de tratamiento térmico usado para el proceso de revenido a temperatura intermedia preferiblemente no es mayor de 10 minutos, y más preferiblemente no es mayor de 5 minutos.

Por otro lado, el proceso de revenido a alta temperatura y el proceso de revenido a temperatura intermedia anteriormente mencionados también pueden realizarse como tratamientos térmicos no consecutivos. Es decir, el proceso de revenido a temperatura intermedia puede realizarse después de que el material de acero intermedio que se sometió al proceso de revenido a alta temperatura se enfríe hasta temperatura ambiente. Así, independientemente de si el proceso de revenido a alta temperatura y el proceso de revenido a temperatura intermedia se realizan como tratamientos térmicos consecutivos o se realizan como tratamientos térmicos no consecutivos, los efectos obtenidos por el proceso de revenido a alta temperatura y el proceso de revenido a temperatura intermedia no se ven alterados, y puede producirse el material de acero según la presente realización.

El material de acero según la presente realización puede producirse mediante el método de producción que se describió anteriormente. Se ha descrito un método para producir una tubería de acero sin costuras como ejemplo del método de producción anteriormente mencionado. Sin embargo, el material de acero según la presente realización puede ser una chapa de acero u otra forma. Un método para producir una chapa de acero o un material de acero de otra forma también incluye, por ejemplo, un proceso de preparación, un proceso de temple y un proceso de revenido, de manera similar al método de producción descrito anteriormente. Sin embargo, el método de producción anteriormente mencionado es un ejemplo, y el material de acero según la presente realización también puede producirse mediante otro método de producción. A continuación en el presente documento, se describe la presente invención más específicamente a modo de ejemplos.

EJEMPLO 1

En el ejemplo 1, se investigó el material de acero que tiene el límite elástico del material de acero de grado de 125 ksi (de 862 a menos de 965 MPa). Específicamente, se produjeron aceros fundidos de un peso de 180 kg que tenían las composiciones químicas mostradas en la tabla 1. Además, la Fn2 que se determinó basándose en la composición química obtenida y la fórmula (2) se muestra en la tabla 1. Obsérvese que “-” en la tabla 1 significa que el contenido de cada elemento está al nivel de una impureza.

[Tabla 1]

Tabla 1

Número de ensayo	Composición química (la unidad es % en masa; el resto es Fe e impurezas)																					Fn2	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	B	N	O	V	Nb	Ca	Mg	Zr	Nd	Co	W	Ni		Cu
1-1	0,26	0,22	0,38	0,011	0,0006	0,039	0,78	1,18	0,013	0,0012	0,0023	0,0007	-					-	-	-	-	-	0,339
1-2	0,31	0,27	0,26	0,009	0,0008	0,029	1,13	1,17	0,009	0,0011	0,0028	0,0013	0,08					-	-	-	-	-	0,293
1-3	0,31	0,25	0,44	0,010	0,0010	0,029	1,02	0,93	0,015	0,0011	0,0037	0,0016	0,15	-	-			-	-	-	-	-	0,308
1-4	0,26	0,32	0,21	0,007	0,0006	0,041	0,76	0,88	0,014	0,0012	0,0023	0,0015	0,12	0,010									0,299
1-5	0,27	0,34	0,47	0,007	0,0007	0,053	0,90	0,59	0,015	0,0014	0,0046	0,0014	0,12	-	0,0015	-		-	-	-	-	-	0,316
1-6	0,26	0,32	0,09	0,012	0,0009	0,048	0,90	0,63	0,009	0,0013	0,0033	0,0019	0,14	-	-	0,0011	-	-	-	-	-	-	0,276
1-7	0,30	0,28	0,19	0,010	0,0009	0,030	1,05	0,92	0,014	0,0015	0,0047	0,0006	0,12			-	0,0012	-	-	-	-	-	0,298
1-8	0,26	0,34	0,42	0,011	0,0006	0,027	0,72	0,89	0,015	0,0014	0,0043	0,0019	0,08				-	0,0014	-	-	-	-	0,342
1-9	0,28	0,32	0,37	0,011	0,0006	0,028	1,00	1,13	0,013	0,0014	0,0041	0,0014	0,13					-	0,21	-	-	-	0,243
1-10	0,27	0,30	0,06	0,008	0,0009	0,046	0,72	0,90	0,014	0,0013	0,0043	0,0015	0,11					-	-	0,22	-	-	0,344
1-11	0,26	0,22	0,46	0,007	0,0010	0,029	0,54	1,18	0,015	0,0014	0,0025	0,0017	0,14					-	-	-	0,04	-	0,318
1-12	0,30	0,26	0,40	0,008	0,0006	0,053	0,93	1,07	0,011	0,0013	0,0032	0,0018	0,13					-	-	-	-	0,15	0,308
1-13	0,31	0,26	0,40	0,007	0,0010	0,049	0,91	1,04	0,010	0,0012	0,0024	0,0016	0,10					-	-	-	-	-	0,363
1-14	0,29	0,29	0,47	0,007	0,0006	0,037	1,10	0,55	0,014	0,0014	0,0028	0,0017	0,10	-	-			-	-	-	-	-	0,318
1-15	0,29	0,27	0,40	0,007	0,0008	0,043	1,12	0,57	0,015	0,0014	0,0038	0,0009	0,09	0,014	-			-	-	-	-	-	0,316
1-16	0,32	0,27	0,36	0,006	0,0008	0,040	1,14	0,91	0,013	0,0011	0,0047	0,0017	0,07					-	-	-	-	-	0,345
1-17	0,28	0,31	0,36	0,012	0,0008	0,045	1,05	0,58	0,013	0,0011	0,0040	0,0011	0,09	-	-			-	-	-	-	-	0,314
1-18	0,24	0,28	0,42	0,009	0,0007	0,036	0,66	0,56	0,009	0,0013	0,0038	0,0019	0,08	0,015	-			-	-	-	-	-	0,361
1-19	0,26	0,28	0,36	0,011	0,0010	0,025	0,55	0,49	0,011	0,0014	0,0047	0,0010	0,09					-	-	-	-	-	0,496
1-20	0,31	0,29	0,46	0,007	0,0009	0,053	0,13	1,12	0,014	0,0013	0,0033	0,0012	0,09					-	-	-	-	-	1,729
1-21	0,29	0,30	0,36	0,011	0,0010	0,043	1,07	0,11	0,009	0,0014	0,0027	0,0010	0,11					-	-	-	-	-	0,372
1-22	0,30	0,33	1,61	0,006	0,0007	0,038	1,07	0,66	0,010	0,0015	0,0036	0,0014	0,14					-	-	-	-	-	0,310
1-23	0,28	0,27	0,35	0,007	0,0009	0,052	1,12	0,62	0,009	0,0012	0,0344	0,0018	0,12					-	-	-	-	-	0,275
1-24	0,31	0,26	0,35	0,066	0,0008	0,027	1,14	0,83	0,012	0,0013	0,0048	0,0009	0,09					-	-	-	-	-	0,322

ES 2 988 808 T3

- Se produjeron lingotes usando los aceros fundidos de los números de ensayo 1-1 a 1-24. Los lingotes producidos se laminaron en caliente para producir chapas de acero con un grosor de 15 mm. Las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24 después del laminado en caliente se dejaron enfriar para llevar la temperatura de la chapa de acero hasta la temperatura normal (25 °C). Después de dejarlas enfriar, las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24 se mantuvieron durante 20 minutos a la temperatura de temple (920 °C), las chapas de acero se sumergieron en un baño de agua para enfriarlas rápidamente. En este momento, la velocidad de enfriamiento durante el temple (CR₈₀₀₋₅₀₀) fue de 600 °C/min para cada número de ensayo. Obsérvese que, de antemano, se insertó un termopar tipo K de tipo vaina en una porción central del grosor de la chapa de acero, y se midieron la temperatura de temple y la velocidad de enfriamiento durante el temple CR₈₀₀₋₅₀₀ usando el termopar tipo K.
- 5
- 10 Después del revenido, las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24 se sometieron a un proceso de revenido. Para la chapa de acero de cada número de ensayo, excluyendo los números de ensayo 1-14 a 1-16, se realizaron un primer revenido y un segundo revenido. Por otro lado, para las chapas de acero de los números de ensayo 1-14 a 1-16, se realizó un revenido solo una vez. La temperatura de revenido y el tiempo de revenido realizados para las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24 para cada uno del primer revenido y el segundo
- 15 revenido se muestran en la tabla 2. Obsérvese que “-” en la columna “Segundo revenido” de la tabla 2 significa que no se realizó el segundo revenido.

[Tabla 2]

Tabla 2

Número de ensayo	Primer revenido		Segundo revenido		YS (MPa)	θ_{Cr} (fracción de masa)	Fn1	NP _F	Fn3	vE (-75 °C) (J)	Resistencia al SSC	
	Temperatura de revenido (°C)	Tiempo de Revenido (min)	Temperatura de revenido (°C)	Tiempo de Revenido (min)							90 % del AYS	95 % del AYS
1-1	705	10	670	80	941	0,1121	0,262	0,90	5,72	122	E	NA
1-2	705	5	690	50	904	0,1435	0,232	0,94	7,81	152	E	E
1-3	710	5	680	40	950	0,1323	0,244	0,91	6,41	132	E	NA
1-4	705	15	690	30	895	0,1127	0,236	0,93	7,17	143	E	E
1-5	715	5	690	50	890	0,1226	0,252	0,91	5,90	127	E	NA
1-6	705	5	690	50	891	0,1278	0,219	0,95	9,05	165	E	E
1-7	705	10	690	50	909	0,1369	0,236	0,93	7,35	146	E	E
1-8	705	5	690	70	895	0,1022	0,278	0,86	4,89	117	E	NA
1-9	705	5	690	50	903	0,1404	0,190	0,95	12,83	176	E	E
1-10	705	5	690	50	895	0,1030	0,276	0,87	5,03	119	E	NA
1-11	705	5	690	50	892	0,0854	0,267	0,88	5,28	125	E	NA
1-12	705	5	690	50	909	0,1213	0,251	0,90	5,50	127	E	NA
1-13	705	5	690	50	906	0,1106	0,305	0,82	3,97	102	NA	-
1-14	690	60	-	-	906	0,1353	0,261	0,82	3,97	102	NA	-
1-15	690	60	-	-	904	0,1382	0,257	0,83	4,07	103	NA	-
1-16	705	30	-	-	863	0,1290	0,294	0,79	3,37	95	NA	-
1-17	700	35	660	20	875	0,1360	0,249	0,81	3,86	104	NA	-
1-18	705	5	680	50	921	0,0937	0,305	0,81	3,80	97	NA	-
1-19	705	5	690	50	896	0,0762	0,419	0,79	3,56	100	NA	-
1-20	705	5	690	50	911	0,0177	1,914	0,78	2,97	73	NA	-
1-21	705	5	690	50	873	0,1289	0,303	0,82	3,80	86	NA	-
1-22	705	5	690	50	901	0,1292	0,262	0,81	4,30	95	NA	-
1-23	705	5	690	50	894	0,1466	0,218	0,85	4,67	61	NA	-
1-24	705	5	690	50	905	0,1362	0,265	0,85	4,75	48	NA	-

En este caso, la velocidad de calentamiento durante el revenido (HR₁₀₀₋₆₅₀) en el primer revenido fue de 10 °C/min para los números de ensayo 1-1 a 1-24. Obsérvese que, de antemano, se insertó un termopar tipo K de tipo vaina en una porción central del grosor de la chapa de acero, y se midieron la temperatura de revenido y la velocidad de calentamiento durante el revenido HR₁₀₀₋₆₅₀ usando el termopar tipo K. Además, en el presente ejemplo, la temperatura de revenido fue la temperatura del horno de tratamiento térmico donde se realiza el revenido. Además, en el presente ejemplo, el tiempo de revenido se tomó como el período de tiempo desde que la temperatura de la chapa de acero de cada número de ensayo alcanza una temperatura de revenido predeterminada hasta la extracción del horno de tratamiento térmico.

Para la chapa de acero de cada número de ensayo, excluyendo los números de ensayo 1-14 a 1-16, el primer revenido y el segundo revenido se realizaron usando diferentes hornos de tratamiento térmico. Específicamente, la chapa de acero de cada número de ensayo, excluyendo los números de ensayo 1-14 a 1-16, se sometió al primer revenido y posteriormente se extrajo del horno de tratamiento térmico. La chapa de acero extraída de cada número de ensayo, excluyendo los números de ensayo 1-14 a 1-16, se dejó enfriar en la atmósfera, e inmediatamente después de alcanzar la segunda temperatura de revenido, la chapa de acero en cuestión se insertó en un horno de tratamiento térmico diferente cuya temperatura se había ajustado para su uso para el segundo revenido y se realizó el segundo revenido. Obsérvese que el período de tiempo desde que la chapa de acero de cada uno de los números de ensayo relevantes, excluyendo los números de ensayo 1-14 a 1-16, se extrajo del horno de tratamiento térmico usado para el primer revenido hasta que la chapa de acero en cuestión se insertó en el horno de tratamiento térmico usado para el segundo revenido no fue mayor de 5 minutos para cada uno de los números de ensayo correspondientes.

[Ensayos de evaluación]

Las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24 que se sometieron a revenido se sometieron a un ensayo de tracción, un ensayo para medir la concentración de Cr en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más, un ensayo de medición de la proporción numérica de precipitados finos, un ensayo de impacto Charpy y un ensayo de resistencia al SSC que se describen a continuación.

[Ensayo de tracción]

Las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24 se sometieron al ensayo de tracción descrita anteriormente. Específicamente, el ensayo de tracción se realizó de conformidad con la norma ASTM E8/E8M (2013). Se prepararon muestras de ensayo de tracción de barra redonda que tenían un diámetro de porción paralela de 4 mm y una longitud de porción paralela de 35 mm a partir de la porción central del grosor de las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24. La dirección axial de las muestras de ensayo de tracción de barra redonda era paralela a la dirección de laminación de la chapa de acero. Los ensayos de tracción se realizaron en la atmósfera a temperatura normal (25 °C) usando cada muestra de ensayo de barra redonda de los números de ensayo 1-1 a 1-24, y se obtuvieron los límites elásticos (MPa) de las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24. Obsérvese que, en los presentes ejemplos, la tensión de ensayo compensada del 0,2 % obtenida en el ensayo de tracción se definió como el límite elástico para cada número de ensayo. El límite elástico obtenido de los respectivos números de ensayo 1-1 a 1-24 se muestra en la tabla 2 como "YS (MPa)".

[Ensayo para medir la concentración de Cr en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más]

La concentración de Cr en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más en las respectivas chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24 se midió y calculó mediante el método de medición descrito anteriormente. Obsérvese que el TEM usado fue JEM-2010 fabricado por JEOL Ltd. y el voltaje de aceleración se configuró en 200 kV. La concentración de Cr en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más en las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24 se muestra en la tabla 2 como " θ_{Cr} (fracción de masa)". Además, en la tabla 2 se muestra la Fn1 que se determinó basándose en la composición química y la " θ_{Cr} de los respectivos números de ensayo 1-1 a 1-24.

[Ensayo de medición del diámetro circular equivalente de los precipitados]

Para las respectivas chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24, mediante el método de medición descrito anteriormente, se calcularon la proporción numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm entre precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más (proporción numérica de precipitados finos NP_F) y la densidad numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 300 nm o más (densidad numérica de precipitados gruesos ND_C) (partículas/μm²). Obsérvese que el SEM usado fue el modelo ERA-8900FE fabricado por ELIONIX INC., y el voltaje de aceleración se configuró en 5 kV y la distancia de trabajo se estableció en 15 mm. El campo visual de observación se ajustó a 12 μm x 9 μm (aumento de x10000) y se observaron tres campos visuales. La fracción de área S (%) de los precipitados en el campo visual de observación se determinó como la razón en volumen V_θ (%) de cementita obtenida mediante cálculo termodinámico usando la composición química de la chapa de acero de cada número de ensayo y las temperaturas de revenido primera y segunda. Obsérvese que el cálculo termodinámico se realizó usando un software de cálculo termodinámico denominado Thermo-Calc (disponible en Thermo-Calc Software, versión 2017a), y se usó TCFE8 como base de datos.

La proporción numérica de precipitados finos NP_F se determinó basándose en el total del número de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más y el total del número de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm que se obtuvieron en los tres campos visuales. Además, la densidad numérica de los precipitados gruesos ND_C (partículas/ μm^2) se determinó basándose en la suma de la cantidad de precipitados que tenían un diámetro circular equivalente de 300 nm o más y el área bruta de los tres campos visuales. La F_n3 ($= NP_F/ND_C$) se determinó basándose en la proporción numérica obtenida de precipitados finos NP_F y la densidad numérica obtenida de precipitados gruesos ND_C (partículas/ μm^2). La proporción numérica de precipitados finos NP_F y F_n3 de los respectivos números de ensayo 1-1 a 1-24 se muestra en la tabla 2.

[Ensayo de impacto Charpy]

Se realizó un ensayo de impacto Charpy de conformidad con la norma JIS Z 2242 (2005) en las respectivas chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24, y se evaluó la tenacidad a baja temperatura. Específicamente, se prepararon muestras de ensayo con muesca en V que tenían una anchura de 10 mm, un grosor de 10 mm y una longitud de 55 mm a partir de la porción central del grosor de las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24. La dirección longitudinal de la muestra de ensayo era paralela a la dirección de la anchura de la chapa. Las superficies con muescas de las muestras de ensayo eran perpendiculares a la dirección de laminación de la chapa de acero. Cinco muestras de ensayo que se prepararon se enfriaron hasta $-75\text{ }^\circ\text{C}$. Se realizó un ensayo de impacto Charpy de conformidad con la norma JIS Z 2242 (2005) en las muestras de ensayo enfriadas y se determinó la energía absorbida (J). El valor promedio aritmético de la energía absorbida determinado para cada una de las cinco muestras de ensayo se definió como la energía absorbida $vE(-75\text{ }^\circ\text{C})(J)$. La energía absorbida $vE(-75\text{ }^\circ\text{C})(J)$ de las respectivas chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24 se muestra en la tabla 2.

[Ensayo de resistencia al SSC]

La resistencia al SSC de las respectivas chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24 se evaluó mediante un método realizado según el "Método A" especificado en la norma NACE TM0177-2005. Específicamente, se prepararon muestras de ensayo de barra redonda que tenían un diámetro de 6,35 mm y una longitud de porción paralela de 25,4 mm a partir de la porción central del grosor de las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-24. La muestra de ensayo de barra redonda se preparó de manera que la dirección axial de la misma fuera paralela a la dirección de laminación de la chapa de acero. Se aplicó tensión de tracción en la dirección axial de las muestras de ensayo de barra redonda de los respectivos números de ensayo. En este momento, la tensión aplicada se ajustó para que fuera el 90 % del límite elástico real (90 % del AYS) de cada chapa de acero de los respectivos números de ensayo.

Como solución de ensayo se usó una solución acuosa mixta que contenía un 5,0 % en masa de cloruro de sodio y un 0,5 % en masa de ácido acético (solución A de NACE). La solución de ensayo a $24\text{ }^\circ\text{C}$ se vertió en tres recipientes de ensayo, que se adoptaron como baños de ensayo. Tres muestras de ensayo de barras redondas, a las que se les aplicó tensión, se sumergieron individualmente en recipientes de ensayo diferentes entre sí como baños de ensayo. Después se desgasificó cada baño de ensayo, se sopló gas H_2S a 1 atm en los respectivos baños de ensayo y se hizo que se saturara. Los baños de ensayo en donde se saturó la mezcla gaseosa se mantuvieron a $24\text{ }^\circ\text{C}$ durante 720 horas.

Después de mantenerse durante 720 horas, se observaron las muestras de ensayo de barra redonda de cada número de ensayo para determinar si se había producido o no agrietamiento por tensión de sulfuro (SSC). En concreto, tras permanecer sumergidas durante 720 horas, las muestras de ensayo de barra redonda se observaron a simple vista y mediante un proyector con un aumento de $\times 10$. Las chapas de acero para las cuales no se confirmó agrietamiento en las tres muestras de ensayo de barra redonda como resultado de la observación se determinaron como "E" (excelente). Por otro lado, las chapas de acero para las cuales se confirmó agrietamiento en al menos una muestra de ensayo de barra redonda se determinaron como "NA" (no aceptable).

Las chapas de acero de los números de ensayo 1-1 a 1-12 se sometieron además a un ensayo similar de conformidad con el Método A especificado en la norma NACE TM0177-2005, en el que la tensión aplicada a las muestras de ensayo de barra redonda fue del 95 % del límite elástico real (95 % del AYS) de las chapas de acero de los respectivos números de ensayo. De manera similar al método anteriormente mencionado, las muestras de ensayo de barra redonda se mantuvieron a $24\text{ }^\circ\text{C}$ durante 720 horas. Después de mantenerse durante 720 horas, se observaron las muestras de ensayo de barra redonda de los respectivos números de ensayo para determinar si se había producido o no agrietamiento por tensión de sulfuro (SSC). En concreto, tras mantenerse durante 720 horas, las muestras de ensayo se observaron a simple vista y usando un proyector con un aumento de $\times 10$. Las chapas de acero para las cuales no se confirmó agrietamiento en las tres muestras de ensayo como resultado de la observación se determinaron como "E". Por otro lado, las chapas de acero para las cuales se confirmó agrietamiento en al menos una muestra de ensayo se determinaron como "NA".

[Resultados del ensayo]

Los resultados del ensayo se muestran en la tabla 2.

Con referencia a la tabla 1 y la tabla 2, la composición química de las respectivas chapas de acero de los números de

ES 2 988 808 T3

5 ensayo 1-1 a 1-12 era apropiada y el límite elástico estaba dentro del intervalo de 862 a menos de 965 MPa (grado de 125 ksi). Además, F_{n1} no superaba 0,300 y F_{n2} no superaba 0,355. Además, la proporción numérica de precipitados finos NP_F fue de 0,85 o más. Como resultado, la energía absorbida vE(-75 °C) fue de 105 J o más, y las chapas de acero anteriormente mencionadas mostraron una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, las chapas de acero anteriormente mencionadas mostraron una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC en la que la tensión aplicada fue el 90 % del límite elástico real (90 % del AYS).

10 Además, en las chapas de acero de los números de ensayo 1-2, 1-4, 1-6, 1-7 y 1-9, F_{n2} no era más de 0,300, F_{n1} no era más de 0,240 y la proporción numérica de precipitados finos NP_F fue 0,92 o más. Como resultado, las chapas de acero de los números de ensayo 1-2, 1-4, 1-6, 1-7 y 1-9 mostraron una excelente resistencia al SSC incluso en el ensayo de resistencia al SSC en la que la tensión aplicada fue el 95 % del límite elástico real (95 % del AYS).

15 Por otro lado, en la chapa de acero del número de ensayo 1-13, F_{n1} era superior a 0,300. Además, F_{n2} era superior a 0,355. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida vE(-75 °C) fue inferior a 105 J, y la chapa de acero del número de ensayo 1-13 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 1-13 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con un 90 % del AYS.

20 Para las chapas de acero de los números de ensayo 1-14 y 1-15, la temperatura de revenido en el primer revenido fue demasiado baja. Además, el tiempo de revenido del primer revenido fue demasiado largo. Además no se realizó un segundo revenido. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F fue inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida vE(-75 °C) fue inferior a 105 J, y las chapas de acero de los números de ensayo 1-14 y 1-15 no presentaron una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, las chapas de acero de los números de ensayo 1-14 y 1-15 no presentaron una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con un 90 % del AYS.

25 Para la chapa de acero del número de ensayo 1-16, el tiempo de revenido del primer revenido fue demasiado largo. Además no se realizó un segundo revenido. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F fue inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida vE(-75 °C) fue inferior a 105 J, y la chapa de acero del número de ensayo 1-16 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 1-16 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con un 90 % del AYS.

30 Para la chapa de acero del número de ensayo 1-17, el tiempo de revenido del primer revenido fue demasiado largo. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F fue inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida vE(-75 °C) fue inferior a 105 J, y la chapa de acero del número de ensayo 1-17 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 1-17 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con un 90 % del AYS.

35 En las chapas de acero de los números de ensayo 1-18 y 1-19, F_{n1} era superior a 0,300. Además, F_{n2} era superior a 0,355. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida vE(-75 °C) fue inferior a 105 J, y las chapas de acero de los números de ensayo 1-18 y 1-19 no mostraron una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, las chapas de acero de los números de ensayo 1-18 y 1-19 no mostraron una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con un 90 % del AYS.

40 En la chapa de acero del número de ensayo 1-20, el contenido de Cr era demasiado bajo. Además, F_{n1} era superior a 0,300. Además, F_{n2} era superior a 0,355. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida vE(-75 °C) era inferior a 105 J, y la chapa de acero del número de ensayo 1-20 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 1-20 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con un 90 % del AYS.

45 En la chapa de acero del número de ensayo 1-21, el contenido de Mo era demasiado bajo. Además, F_{n1} era superior a 0,300. Además, F_{n2} era superior a 0,355. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida vE(-75 °C) era inferior a 105 J, y la chapa de acero del número de ensayo 1-21 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 1-21 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con un 90 % del AYS.

50 En la chapa de acero del número de ensayo 1-22, el contenido de Mn era demasiado alto. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida vE(-75 °C) era inferior a 105 J, y la chapa de acero del número de ensayo 1-22 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 1-22 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con un 90 % del AYS.

55 En la chapa de acero del número de ensayo 1-23, el contenido de N era demasiado alto. En consecuencia, la energía absorbida vE(-75 °C) era inferior a 105 J, y la chapa de acero del número de ensayo 1-23 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 1-23 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con un 90 % del AYS.

ES 2 988 808 T3

En la chapa de acero del número de ensayo 1-24, el contenido de P era demasiado alto. En consecuencia, la energía absorbida $vE(-75\text{ }^{\circ}\text{C})$ era inferior a 105 J, y la chapa de acero del número de ensayo 1-24 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 1-24 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con un 90 % del AYS.

5 EJEMPLO 2

En el ejemplo 2, se investigó el material de acero que se pretende que tenga un límite elástico de 140 ksi (de 965 a 1069 MPa). Específicamente, se produjeron aceros fundidos de un peso de 180 kg que tenían las composiciones químicas mostradas en la tabla 3. Además, la F_{n2} que se determinó basándose en la composición química obtenida y la fórmula (2) se muestra en la tabla 3. Obsérvese que “-” en la tabla 3 significa que el contenido de cada elemento está al nivel de una impureza.

[Tabla 3]

Tabla 3

Número de ensayo	Composición química (la unidad es % en masa; el resto es Fe e impurezas)																					Fn2	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	B	N	O	V	Nb	Ca	Mg	Zr	Nd	Co	W	Ni		Cu
2-1	0,30	0,36	0,34	0,007	0,0009	0,054	1,04	1,22	0,014	0,0014	0,0042	0,0015	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,341
2-2	0,26	0,35	0,12	0,006	0,0007	0,043	0,68	0,75	0,010	0,0012	0,0043	0,0018	0,14	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,330
2-3	0,29	0,34	0,25	0,009	0,0008	0,037	0,88	0,98	0,011	0,0015	0,0046	0,0010	0,13	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,312
2-4	0,32	0,33	0,05	0,006	0,0007	0,031	0,97	1,23	0,010	0,0013	0,0034	0,0018	0,12	0,012	-	-	-	-	-	-	-	-	0,328
2-5	0,27	0,30	0,45	0,006	0,0006	0,036	0,81	0,87	0,011	0,0015	0,0036	0,0012	0,12	-	0,0018	-	-	-	-	-	-	-	0,308
2-6	0,26	0,26	0,45	0,007	0,0010	0,048	1,00	1,18	0,012	0,0014	0,0036	0,0010	0,16	-	-	0,0017	-	-	-	-	-	-	0,186
2-7	0,31	0,34	0,13	0,011	0,0007	0,040	1,21	0,54	0,009	0,0011	0,0023	0,0011	0,14	-	-	-	0,0017	-	-	-	-	-	0,306
2-8	0,28	0,30	0,32	0,007	0,0006	0,038	0,75	1,03	0,013	0,0013	0,0023	0,0006	0,16	-	-	-	-	0,0021	-	-	-	-	0,302
2-9	0,26	0,24	0,26	0,011	0,0007	0,030	0,77	1,18	0,013	0,0015	0,0031	0,0010	0,08	-	-	-	-	-	0,37	-	-	-	0,284
2-10	0,27	0,30	0,47	0,006	0,0010	0,026	0,68	0,91	0,012	0,0015	0,0032	0,0017	0,13	-	-	-	-	-	-	0,35	-	-	0,342
2-11	0,30	0,31	0,42	0,009	0,0010	0,047	0,90	0,85	0,009	0,0011	0,0033	0,0014	0,15	-	-	-	-	-	-	-	0,05	-	0,332
2-12	0,27	0,29	0,45	0,008	0,0010	0,025	0,97	1,05	0,013	0,0011	0,0037	0,0011	0,09	-	-	-	-	-	-	-	-	0,22	0,261
2-13	0,32	0,27	0,49	0,012	0,0008	0,048	0,61	0,62	0,012	0,0011	0,0029	0,0015	0,09	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,685
2-14	0,32	0,39	0,46	0,010	0,0006	0,036	1,12	0,91	0,014	0,0012	0,0023	0,0014	0,11	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,327
2-15	0,31	0,26	0,42	0,007	0,0008	0,032	1,24	0,52	0,013	0,0013	0,0039	0,0010	0,08	0,010	-	-	-	-	-	-	-	-	0,333
2-16	0,33	0,27	0,49	0,007	0,0010	0,048	1,14	0,89	0,015	0,0011	0,0047	0,0016	0,20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,291
2-17	0,32	0,30	0,43	0,010	0,0006	0,042	1,22	1,02	0,013	0,0014	0,0025	0,0009	0,09	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,300
2-18	0,22	0,28	0,52	0,007	0,0010	0,043	0,50	0,96	0,013	0,0012	0,0044	0,0015	-	0,030	-	-	-	-	-	-	-	-	0,380
2-19	0,32	0,34	0,23	0,007	0,0007	0,044	0,42	0,45	0,011	0,0014	0,0031	0,0016	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,992
2-20	0,26	0,31	0,30	0,009	0,0008	0,028	0,21	0,89	0,015	0,0012	0,0032	0,0008	0,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,650
2-21	0,32	0,28	0,46	0,007	0,0009	0,055	0,60	0,04	0,011	0,0012	0,0033	0,0007	0,08	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,890
2-22	0,24	0,32	1,53	0,012	0,0010	0,041	0,92	0,50	0,015	0,0015	0,0041	0,0008	0,08	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,281
2-23	0,26	0,31	0,39	0,009	0,0009	0,053	0,66	0,68	0,011	0,0011	0,0320	0,0012	0,16	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,333
2-24	0,30	0,33	0,35	0,055	0,0010	0,055	0,95	0,61	0,010	0,0011	0,0045	0,0007	0,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,346

ES 2 988 808 T3

- Se produjeron lingotes usando el acero fundido de los números de ensayo 2-1 a 2-24. Los lingotes producidos se laminaron en caliente para producir chapas de acero que tenían un grosor de 15 mm. Las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24 después del laminado en caliente se dejaron enfriar para llevar la temperatura de la chapa de acero hasta la temperatura normal (25 °C). Después de dejarlas enfriar, las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24 se mantuvieron durante 20 minutos a la temperatura de temple (920 °C), las chapas de acero se sumergieron en un baño de agua para enfriarlas rápidamente. En este momento, la velocidad de enfriamiento durante el temple (CR₈₀₀₋₅₀₀) fue de 600 °C/min para cada número de ensayo. Obsérvese que, de antemano, se insertó un termopar tipo K de tipo vaina en una porción central del grosor de la chapa de acero, y la temperatura de enfriamiento y la velocidad de enfriamiento durante el temple CR₈₀₀₋₅₀₀ se midieron usando el termopar tipo K.
- 5
- 10 Después del revenido, las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24 se sometieron a un proceso de revenido. Para la chapa de acero de cada número de ensayo, excluyendo los números de ensayo 2-14 a 2-16, se realizaron un primer revenido y un segundo revenido. Por otro lado, para las chapas de acero de los números de ensayo 2-14 a 2-16, se realizó un revenido solo una vez. La temperatura de revenido y el tiempo de revenido realizados para las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24 para cada uno del primer revenido y el segundo
- 15 revenido se muestran en la tabla 4. Obsérvese que “-” en la columna “Segundo revenido” de la tabla 4 significa que no se realizó el segundo revenido.

[Tabla 4]

Tabla 4

Número de ensayo	Primer revenido		Segundo revenido		YS (MPa)	θ_{Cr} (fracción de masa)	Fn1	NP _F	Fn3	vE (-60 °C) (J)	Resistencia al SSC	
	Temperatura de revenido (°C)	Tiempo de revenido (min)	Temperatura de revenido (°C)	Tiempo de revenido (min)							0,1 atm de H ₂ S	0,2 atm de H ₂ S
2-1	700	15	650	60	1033	0,1335	0,263	0,89	5,24	75	E	NA
2-2	700	5	670	50	993	0,0983	0,274	0,87	4,86	78	E	NA
2-3	710	5	660	40	1048	0,1196	0,249	0,93	6,99	74	E	NA
2-4	705	5	670	30	1009	0,1221	0,266	0,88	5,37	80	E	NA
2-5	700	5	670	50	998	0,1145	0,246	0,93	7,32	85	E	NA
2-6	700	5	670	50	986	0,1472	0,146	0,97	18,65	102	E	E
2-7	700	10	670	50	994	0,1463	0,250	0,93	6,84	83	E	NA
2-8	700	5	670	70	982	0,1061	0,248	0,93	7,32	93	E	NA
2-9	700	5	670	50	996	0,1094	0,233	0,95	8,33	87	E	E
2-10	700	5	670	50	993	0,0989	0,277	0,91	5,69	79	E	NA
2-11	700	5	670	50	1001	0,1207	0,262	0,92	5,97	82	E	NA
2-12	700	5	670	50	994	0,1362	0,204	0,96	9,70	98	E	E
2-13	700	5	670	50	1007	0,0754	0,531	0,82	3,69	59	NA	-
2-14	670	60	-	-	1012	0,1382	0,260	0,81	3,75	65	NA	-
2-15	670	60	-	-	1010	0,1415	0,280	0,81	3,70	64	NA	-
2-16	700	30	-	-	921	0,1325	0,252	0,80	3,60	64	E	-
2-17	700	35	650	30	918	0,1447	0,247	0,83	3,90	69	E	-
2-18	700	5	660	50	1003	0,0775	0,328	0,82	3,80	61	NA	-
2-19	700	5	670	50	1013	0,0527	0,766	0,77	2,91	54	NA	-
2-20	700	5	670	50	990	0,0326	0,777	0,76	2,76	44	NA	-
2-21	700	5	670	50	1009	0,0690	0,670	0,79	3,24	42	NA	-
2-22	700	5	670	50	984	0,1175	0,247	0,86	6,32	70	NA	-
2-23	700	5	670	50	998	0,0957	0,278	0,88	4,92	20	NA	-
2-24	700	5	670	50	1002	0,1186	0,286	0,85	4,52	11	NA	-

En este caso, la velocidad de calentamiento durante el revenido (HR₁₀₀₋₆₅₀) en el primer revenido fue de 10 °C/min para los números de ensayo 2-1 a 2-24. Obsérvese que, de antemano, se insertó un termopar tipo K de tipo vaina en una porción central del grosor de la chapa de acero, y se midieron la temperatura de revenido y la velocidad de calentamiento durante el revenido HR₁₀₀₋₆₅₀ usando el termopar tipo K. Además, en el presente ejemplo, la temperatura de revenido fue la temperatura del horno de tratamiento térmico donde se realiza el revenido. Además, en el presente ejemplo, el tiempo de revenido se tomó como el período de tiempo desde que la temperatura de la chapa de acero de cada número de ensayo alcanza una temperatura de revenido predeterminada hasta la extracción del horno de tratamiento térmico.

Para la chapa de acero de cada número de ensayo, excluyendo los números de ensayo 2-14 a 2-16, el primer revenido y el segundo revenido se realizaron usando diferentes hornos de tratamiento térmico. Específicamente, la chapa de acero de cada número de ensayo, excluyendo los números de ensayo 2-14 a 2-16, se sometió al primer revenido y posteriormente se extrajo del horno de tratamiento térmico. La chapa de acero extraída de cada número de ensayo, excluyendo los números de ensayo 2-14 a 2-16, se dejó enfriar en la atmósfera, e inmediatamente después de alcanzar la segunda temperatura de revenido, la chapa de acero en cuestión se insertó en un horno de tratamiento térmico diferente cuya temperatura se había ajustado para su uso para el segundo revenido y se realizó el segundo revenido. Obsérvese que el período de tiempo desde que se extrajo la chapa de acero de cada uno de los números de ensayo relevantes, excluyendo los números de ensayo 2-14 a 2-16, del horno de tratamiento térmico usado para el primer revenido hasta que la chapa de acero en cuestión se insertó en el horno de tratamiento térmico usado para el segundo revenido no duró más de 5 minutos para cada uno de los números de ensayo relevantes.

[Ensayos de evaluación]

Las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24 que se sometieron a revenido se sometieron a un ensayo de tracción, un ensayo para medir la concentración de Cr en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más, un ensayo de medición de la proporción numérica de precipitados finos, un ensayo de impacto Charpy y un ensayo de resistencia al SSC que se describen a continuación en el presente documento.

[Ensayo de tracción]

Las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24 se sometieron al ensayo de tracción descrita anteriormente. Específicamente, el ensayo de tracción se realizó de conformidad con la norma ASTM E8/E8M (2013). Se prepararon muestras de ensayo de tracción de barra redonda que tenían un diámetro de porción paralela de 4 mm y una longitud de porción paralela de 35 mm a partir de la porción central del grosor de las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24. La dirección axial de las muestras de ensayo de tracción de barra redonda era paralela a la dirección de laminación de la chapa de acero. Los ensayos de tracción se realizaron en la atmósfera a temperatura normal (25 °C) usando cada muestra de ensayo de barra redonda de los números de ensayo 2-1 a 2-24, y se obtuvieron los límites elásticos (MPa) de las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24. Obsérvese que, en los presentes ejemplos, la tensión de ensayo compensada del 0,2 % obtenida en el ensayo de tracción se definió como el límite elástico para cada número de ensayo. El límite elástico obtenido de los respectivos números de ensayo 2-1 a 2-24 se muestra en la tabla 4 como "YS (MPa)".

[Ensayo para medir la concentración de Cr en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más]

La concentración de Cr en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más en las respectivas chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24 se midió y calculó mediante el método de medición descrito anteriormente. Obsérvese que el TEM usado fue JEM-2010 fabricado por JEOL Ltd. y el voltaje de aceleración se configuró en 200 kV. La concentración de Cr en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más en las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24 se muestra en la tabla 4 como " θ_{Cr} (fracción de masa)". Además, la F_{n1} que se determinó basándose en la composición química y la θ_{Cr} de los respectivos números de ensayo 2-1 a 2-24 se muestra en la tabla 4.

[Ensayo de medición del diámetro circular equivalente de los precipitados]

Para las respectivas chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24, mediante el método de medición descrito anteriormente, se calcularon la proporción numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm entre precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más (proporción numérica de precipitados finos NP_F) y la densidad numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 300 nm o más (densidad numérica de precipitados gruesos ND_C) (partículas/ μm^2). Obsérvese que el SEM usado fue el modelo ERA-8900FE fabricado por ELIONIX INC., y el voltaje de aceleración se configuró en 5 kV y la distancia de trabajo se estableció en 15 mm. El campo visual de observación se ajustó a 12 $\mu m \times 9 \mu m$ (aumento de $\times 10000$) y se observaron tres campos visuales. La fracción de área S (%) de los precipitados en el campo visual de observación se determinó como la razón en volumen V_θ (%) de cementita obtenida mediante cálculo termodinámico usando la composición química de la chapa de acero de cada número de ensayo y las temperaturas de revenido primera y segunda. Obsérvese que el cálculo termodinámico se realizó usando un software de cálculo termodinámico denominado Thermo-Calc (disponible de Thermo-Calc Software, versión 2017a), y se usó TCFE8 como base de datos.

La proporción numérica de precipitados finos NP_F se determinó basándose en el total del número de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más y el total del número de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm que se obtuvieron en los tres campos visuales. Además, la densidad numérica de los precipitados gruesos ND_C (partículas/ μm^2) se determinó basándose en la suma de la cantidad de precipitados que tenían un diámetro circular equivalente de 300 nm o más y el área bruta de los tres campos visuales. La F_n3 ($= NP_F/ND_C$) se determinó basándose en la proporción numérica obtenida de precipitados finos NP_F y la densidad numérica obtenida de precipitados gruesos ND_C (partículas/ μm^2). La proporción numérica de precipitados finos NP_F y F_n3 de los respectivos números de ensayo 2-1 a 2-24 se muestra en la tabla 4.

[Ensayo de impacto Charpy]

Se realizó un ensayo de impacto Charpy de conformidad con la norma JIS Z 2242 (2005) en las respectivas chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24, y se evaluó la tenacidad a baja temperatura. Específicamente, se prepararon muestras de ensayo con muesca en V que tenían una anchura de 10 mm, un grosor de 10 mm y una longitud de 55 mm a partir de la porción central del grosor de las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24. La dirección longitudinal de la muestra de ensayo era paralela a la dirección de la anchura de la chapa. Las superficies con muescas de las muestras de ensayo eran perpendiculares a la dirección de laminación de la chapa de acero. Cinco muestras de ensayo que se prepararon se enfriaron hasta -60 °C. Se realizó un ensayo de impacto Charpy de conformidad con la norma JIS Z 2242 (2005) en las muestras de ensayo enfriadas y se determinó la energía absorbida (J). El valor promedio aritmético de la energía absorbida determinado para cada una de las cinco muestras de ensayo se definió como la energía absorbida $vE(-60$ °C)(J). La energía absorbida $vE(-60$ °C)(J) de las respectivas chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24 se muestra en la tabla 4.

[Ensayo de resistencia al SSC]

La resistencia al SSC de las respectivas chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24 se evaluó mediante un método realizado según el "Método A" especificado en la norma NACE TM0177-2005. Específicamente, se prepararon muestras de ensayo de barra redonda que tenían un diámetro de 6,35 mm y una longitud de porción paralela de 25,4 mm a partir de la porción central del grosor de las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-24. La muestra de ensayo de barra redonda se preparó de manera que la dirección axial de la misma fuera paralela a la dirección de laminación de la chapa de acero. Se aplicó tensión de tracción en la dirección axial de las muestras de ensayo de barra redonda de los respectivos números de ensayo. En este momento, la tensión aplicada se ajustó para que fuera el 90 % del límite elástico real de cada chapa de acero de los respectivos números de ensayo.

Como solución de ensayo se usó una solución acuosa mixta que contenía un 5,0 % en masa de cloruro de sodio y un 0,4 % en masa de acetato de sodio que se ajusta a pH 3,5 usando ácido acético (solución B de NACE). La solución de ensayo a 24 °C se vertió en tres recipientes de ensayo, que se adoptaron como baños de ensayo. Tres muestras de ensayo de barra redonda a las que se aplicó la tensión se sumergieron individualmente en recipientes de ensayo mutuamente diferentes como baños de ensayo. Después de desgasificar cada baño de ensayo, se sopló una mezcla de gas H_2S a 0,1 atm de presión y gas CO_2 a 0,9 atm de presión en los respectivos baños de ensayo y se hizo que se saturaran. Los baños de ensayo en los que se saturó la mezcla gaseosa se mantuvieron a 24 °C durante 720 horas.

Después de mantenerse durante 720 horas, se observaron las muestras de ensayo de barra redonda de cada número de ensayo para determinar si se había producido o no agrietamiento por tensión de sulfuro (SSC). En concreto, tras permanecer sumergidas durante 720 horas, las muestras de ensayo de barra redonda se observaron a simple vista y mediante un proyector con un aumento de x10. Las chapas de acero para las cuales no se confirmó agrietamiento en las tres muestras de ensayo de barra redonda como resultado de la observación se determinaron como "E" (excelente). Por otro lado, las chapas de acero para las cuales se confirmó agrietamiento en al menos una muestra de ensayo de barra redonda se determinaron como "NA" (no aceptable).

Las chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-12 se sometieron además a un ensayo similar de conformidad con el Método A especificado en la norma NACE TM0177-2005, en la que el gas soplado se convirtió en un gas mixto de gas H_2S a 0,2 atm de presión y gas CO_2 a 0,8 atm de presión. De manera similar al método anteriormente mencionado, las muestras de ensayo de barra redonda se mantuvieron a 24 °C durante 720 horas. Después de mantenerse durante 720 horas, se observaron las muestras de ensayo de barra redonda de los respectivos números de ensayo para determinar si se había producido o no agrietamiento por tensión de sulfuro (SSC). En concreto, después de mantenerse durante 720 horas, los muestras de ensayo se observaron a simple vista y usando un proyector con un aumento de x10. Las chapas de acero para las cuales no se confirmó agrietamiento en las tres muestras de ensayo como resultado de la observación se determinaron como "E". Por otro lado, las chapas de acero para las cuales se confirmó agrietamiento en al menos una muestra de ensayo se determinaron como "NA".

[Resultados del ensayo]

Los resultados del ensayo se muestran en la tabla 4.

Con referencia a la tabla 3 y la tabla 4, la composición química de las respectivas chapas de acero de los números de ensayo 2-1 a 2-12 era apropiada y el límite elástico estaba dentro del intervalo de 965 a 1069 MPa (grado de 140 ksi). Además, F_n1 no superaba 0,300 y F_n2 no superaba 0,355. Además, la proporción numérica de precipitados finos NP_F

ES 2 988 808 T3

era de 0,85 o más. Como resultado, la energía absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})$ era de 70 J o más, y las chapas de acero anteriormente mencionadas mostraron una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, las chapas de acero anteriormente mencionadas mostraron una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con 0,1 atm de H_2S .

5 Además, en las chapas de acero de los números de ensayo 2-6, 2-9 y 2-12, F_{n2} no superaba 0,300, F_{n1} no superaba 0,240 y la proporción numérica de precipitados finos NP_F era 0,94 o más. Como resultado, las chapas de acero de los números de ensayo 2-6, 2-9 y 2-12 mostraron una excelente resistencia al SSC incluso en el ensayo de resistencia al SSC con 0,2 atm de H_2S .

10 Por otro lado, en la chapa de acero del número de ensayo 2-13, F_{n1} era superior a 0,300. Además, F_{n2} era superior a 0,355. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})$ era inferior a 70 J, y la chapa de acero del número de ensayo 2-13 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 2-13 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con 0,1 atm de H_2S .

15 Para las chapas de acero de los números de ensayo 2-14 y 2-15, la temperatura de revenido en el primer revenido fue demasiado baja. Además, el tiempo de revenido del primer revenido fue demasiado largo. Además, no se realizó un segundo revenido. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})$ era inferior a 70 J, y las chapas de acero de los números de ensayo 2-14 y 2-15 no mostraron una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, las chapas de acero de los números de ensayo 2-14 y 2-15 no mostraron una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con 0,1 atm de H_2S .

20 Para la chapa de acero del número de ensayo 2-16, el tiempo de revenido de la primer revenido fue demasiado largo. Además no se realizó un segundo revenido. Como resultado, el límite elástico era inferior a 965 MPa. En consecuencia, la chapa de acero del número de ensayo 2-16 no tenía el límite elástico de grado de 140 ksi. Además, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})$ era inferior a 70 J, y la chapa de acero del número de ensayo 216 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura.

25 Para la chapa de acero del número de ensayo 2-17, el tiempo de revenido del primer revenido fue demasiado largo. Como resultado, el límite elástico era inferior a 965 MPa. En consecuencia, la chapa de acero del número de ensayo 2-17 no tenía el límite elástico de grado de 140 ksi. Además, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})$ era inferior a 70 J, y la chapa de acero del número de ensayo 2-16 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura.

30 En las chapas de acero de los números de ensayo 2-18 y 2-19, F_{n1} era superior a 0,300. Además, F_{n2} era superior a 0,355. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})$ era inferior a 70 J, y las chapas de acero de los números de ensayo 2-18 y 2-19 no mostraron una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, las chapas de acero de los números de ensayo 2-18 y 2-19 no mostraron una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con 0,1 atm de H_2S .

35 En la chapa de acero del número de ensayo 2-20, el contenido de Cr era demasiado bajo. Además, F_{n1} era superior a 0,300. Además, F_{n2} era superior a 0,355. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})$ era inferior a 70 J, y la chapa de acero del número de ensayo 2-20 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 2-20 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con 0,1 atm de H_2S .

40 En la chapa de acero del número de ensayo 2-21, el contenido de Mo era demasiado bajo. Además, F_{n1} era superior a 0,300. Además, F_{n2} era superior a 0,355. Como resultado, la proporción numérica de precipitados finos NP_F era inferior a 0,85. En consecuencia, la energía absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})$ era inferior a 70 J, y la chapa de acero del número de ensayo 2-21 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 2-21 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con 0,1 atm de H_2S .

45 En la chapa de acero del número de ensayo 2-22, el contenido de Mn era demasiado alto. Como resultado, la chapa de acero del número de ensayo 2-22 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con 0,1 atm de H_2S .

50 En la chapa de acero del número de ensayo 2-23, el contenido de N era demasiado alto. En consecuencia, la energía absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})$ era inferior a 70 J, y la chapa de acero del número de ensayo 2-23 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 2-23 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con 0,1 atm de H_2S .

55 En la chapa de acero del número de ensayo 2-24, el contenido de P era demasiado alto. En consecuencia, la energía absorbida $vE(-60\text{ }^{\circ}\text{C})$ era inferior a 70 J, y la chapa de acero del número de ensayo 2-24 no mostró una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero del número de ensayo 2-24 no mostró una excelente resistencia al SSC en el ensayo de resistencia al SSC con 0,1 atm de H_2S .

Anteriormente se ha descrito una realización de la presente invención. Sin embargo, la realización descrita anteriormente es simplemente un ejemplo para implementar la presente invención. Por consiguiente, la presente invención no se limita a la realización anterior, y la realización anterior puede modificarse y realizarse apropiadamente dentro de un intervalo que no se desvíe del alcance de las reivindicaciones adjuntas.

5 Aplicabilidad industrial

El material de acero según la presente invención es ampliamente aplicable a materiales de acero que van a utilizarse en un ambiente severo tal como una región polar, y preferiblemente puede utilizarse como material de acero que se utiliza en un ambiente de pozo de petróleo, y más preferiblemente puede utilizarse como material de acero para carcasas, tuberías o tuberías de conducción o similares.

10

REIVINDICACIONES

1. Un material de acero, en donde una composición química del material de acero consiste en, en % en masa,
- C: de más del 0,20 al 0,35 %,

5 Si: del 0,05 al 1,00 %,

Mn: del 0,02 al 1,00 %,

P: 0,025 % o menos,

S: 0,0100 % o menos,

Al: del 0,005 al 0,100 %,

10 Cr: del 0,40 al 1,50 %,

Mo: del 0,30 al 1,50 %,

Ti: del 0,002 al 0,050 %,

B: del 0,0001 al 0,0050 %,

N: 0,0100 % o menos,

15 O: 0,0100 % o menos,

V: del 0 al 0,60 %,

Nb: del 0 al 0,030 %,

Ca: del 0 al 0,0100 %,

Mg: del 0 al 0,0100 %,

20 Zr: del 0 al 0,0100 %,

metal de tierras raras: del 0 al 0,0100 %,

Co: del 0 al 0,50 %,

W: del 0 al 0,50 %,

Ni: del 0 al 0,10 %,

25 Cu: del 0 al 0,50 %, y

siendo el resto Fe e impurezas, y

un límite elástico es de 862 MPa o más medido según el método descrito en la descripción,

en donde

el material de acero satisface la fórmula (1) y la fórmula (2),

30 en el material de acero, una proporción numérica de precipitados que tienen un diámetro circular equivalente dentro de un intervalo de 20 a 300 nm entre precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más es 0,85 o más, medido según el método descrito en la descripción:

$$(0,157xC-0,0006xCr-0,0098xMo-0,0482xV+0,0006)/\theta_{Cr}\leq 0,300 \quad (1)$$

$$(1+263xC-Cr-16xMo-80xV)/(98-358xC+159xCr+15xMo+96xV)\leq 0,355 \quad (2)$$

35 donde, un contenido en % en masa de un elemento correspondiente se sustituye a cada símbolo de un elemento en la fórmula (1) y la fórmula (2), y si un elemento correspondiente no está contenido, "0" sustituye al símbolo del elemento correspondiente, y una concentración de Cr en fracción de masa en precipitados que tienen un diámetro circular equivalente de 20 nm o más sustituye a θ_{Cr} en la fórmula (1), medida según el método descrito en la descripción.

2. El material de acero según la reivindicación 1, en donde la composición química contiene uno o más tipos de elementos seleccionados del grupo que consiste en:

V: del 0,01 al 0,60 %, y

Nb: del 0,002 al 0,030 %.

5 3. El material de acero según la reivindicación 1 o la reivindicación 2, en donde la composición química contiene uno o más tipos de elementos seleccionados del grupo que consiste en

Ca: del 0,0001 al 0,0100 %,

Mg: del 0,0001 al 0,0100 %,

Zr: del 0,0001 al 0,0100 %, y

10 metal de tierras raras: del 0,0001 al 0,0100 %.

4. El material de acero según una cualquiera de la reivindicación 1 a la reivindicación 3, en donde el composición química contiene uno o más tipos de elementos seleccionados del grupo que consiste en:

Co: del 0,02 al 0,50 %, y

W: del 0,02 al 0,50 %.

15 5. El material de acero según una cualquiera de la reivindicación 1 a la reivindicación 4, en donde la composición química contiene uno o más tipos de elementos seleccionados del grupo que consiste en:

Ni: del 0,01 al 0,10 %, y

Cu: del 0,01 al 0,50 %.

6. El material de acero según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, en donde:

20 el material de acero es una tubería de acero para pozos de petróleo.

FIG. 1

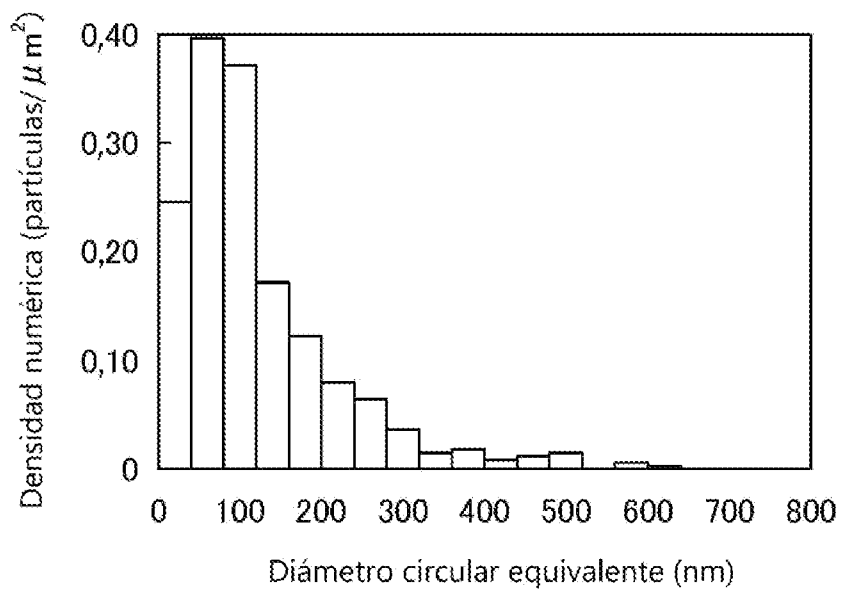


FIG. 2

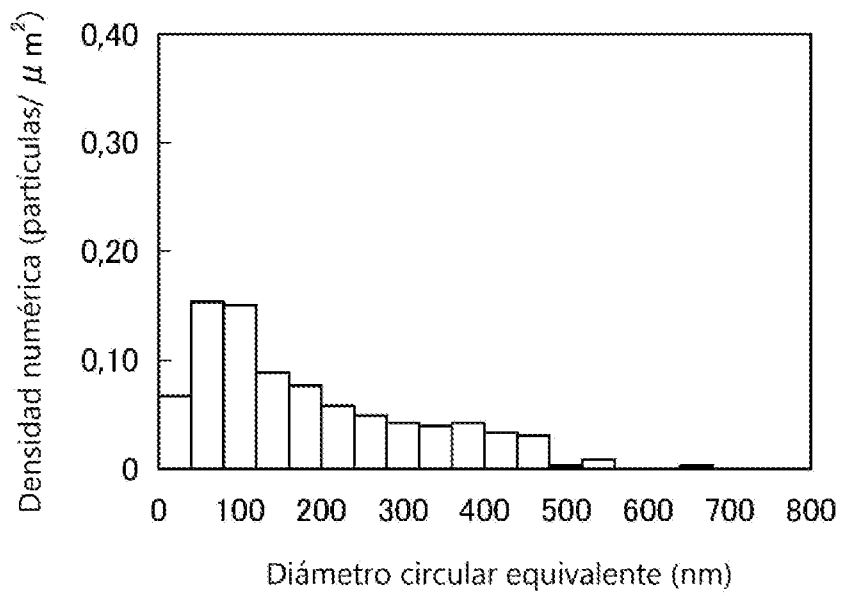


FIG. 3

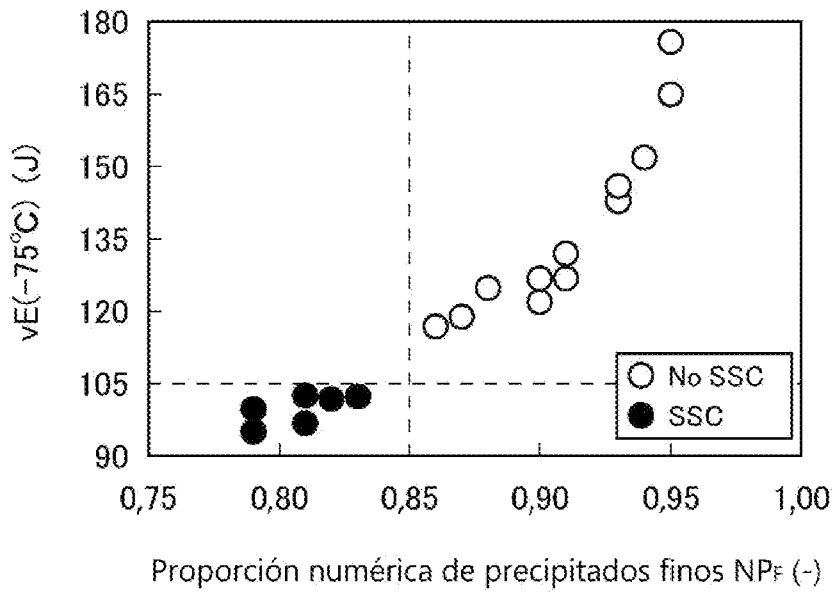


FIG. 4

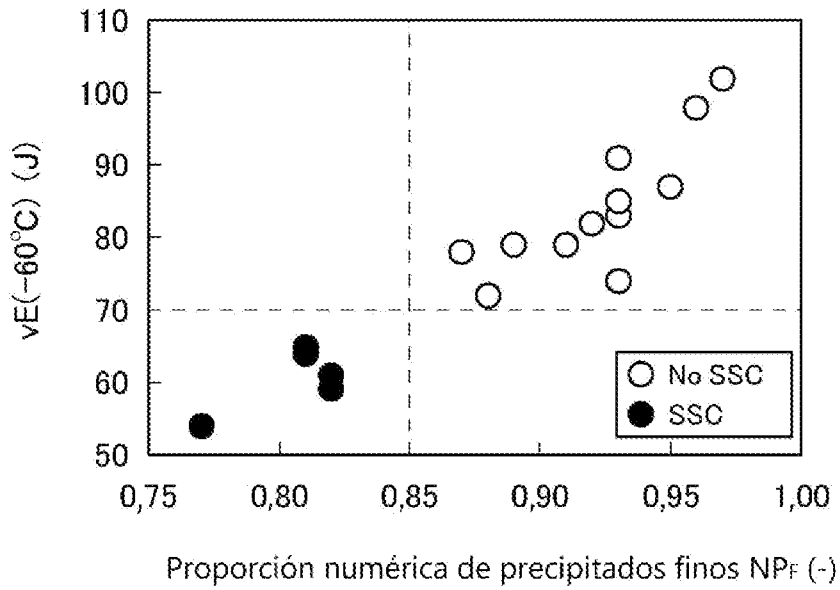


FIG. 5

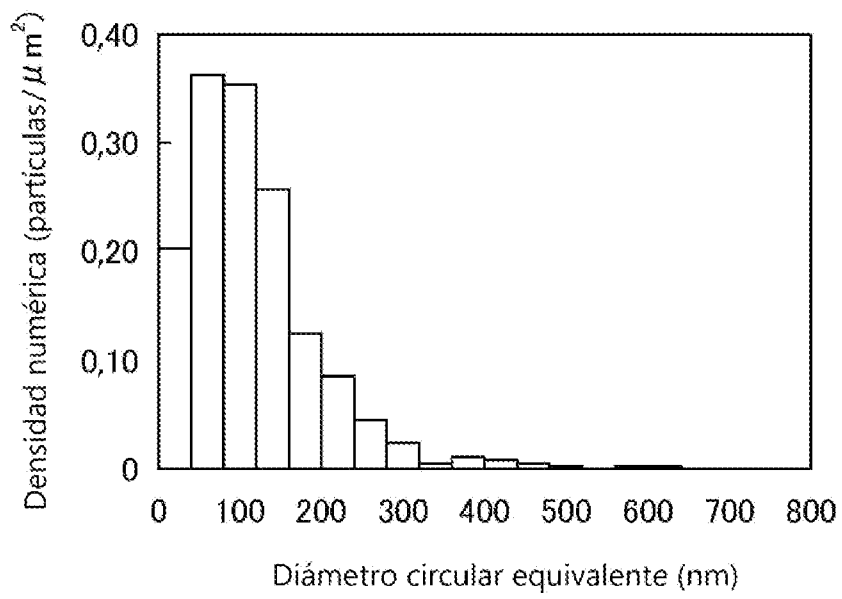


FIG. 6

