

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 927 150**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01) C22C 38/40	(2006.01)
C21D 1/18	(2006.01) C22C 38/06	(2006.01)
C21D 6/00	(2006.01) C22C 38/04	(2006.01)
C21D 9/08	(2006.01) C22C 38/02	(2006.01)
C22C 38/54	(2006.01) C21D 7/12	(2006.01)
C22C 38/50	(2006.01) C22C 38/58	(2006.01)
C22C 38/48	(2006.01) C21D 8/10	(2006.01)
C22C 38/46	(2006.01) C21D 1/25	(2006.01)
C22C 38/44	(2006.01)	
C22C 38/42	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **20.02.2015** **PCT/JP2015/000829**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **25.08.2016** **WO16132403**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **20.02.2015** **E 15882509 (1)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **17.08.2022** **EP 3260564**

54 Título: **Tubería de acero de pared gruesa sin costura de alta resistencia y procedimiento para producir la misma**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
02.11.2022

73 Titular/es:
JFE STEEL CORPORATION (100.0%)
2-3, Uchisaiwaicho 2-chome Chiyoda-ku
Tokyo 100-0011, JP

72 Inventor/es:
SASAKI, SHUNSUKE;
KATSUMURA, TATSURO y
KATO, YASUSHI

74 Agente/Representante:
BERTRÁN VALLS, Silvia

ES 2 927 150 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

Tubería de acero de pared gruesa sin costura de alta resistencia y procedimiento para producir la misma

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a un tubo o a una tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia que tiene alta resistencia y excelente tenacidad a baja temperatura, y a un método para fabricar el mismo.

10 **Antecedentes de la técnica**

En los últimos años, desde el punto de vista de los altos precios de la energía del petróleo crudo y similares y del agotamiento del petróleo debido a un aumento en el volumen de consumo de energía global, se han llevado a cabo activamente desarrollos de recursos energéticos en campos petroleros con grandes profundidades (campos petroleros profundos) que no se habían buscado, en campos petroleros y campos de gas en un entorno de corrosión severa, denominado entorno ácido, que contiene sulfuro de hidrógeno y similares, y además, en campos petroleros, campos de gas y similares en el extremo norte en un entorno meteorológico severo. Se requiere que un tubo o una tubería de acero usados en tales entornos tenga alta resistencia, excelente resistencia a la corrosión (resistencia al ácido) y, además, excelente tenacidad a baja temperatura en combinación. Además, el grosor de pared del tubo o la tubería de acero se cambia de un grosor de pared pequeño a un grosor de pared grande según los usos específicos.

En campos petroleros y campos de gas en un entorno que contiene gas de dióxido de carbono CO₂, iones de cloro Cl⁻ y similares, en muchos casos, se ha empleado un tubo o una tubería de acero inoxidable martensítico con el 13% de Cr para la perforación de desarrollo.

Sin embargo, el tubo o la tubería de acero inoxidable martensítico con el 13% de Cr no tiene una resistencia a la corrosión suficiente en un entorno ácido. Por tanto, recientemente se ha extendido el uso de un tubo o una tubería de acero inoxidable bifásico, en el que se reduce el contenido en carbono y se aumentan la cantidad de Cr y la cantidad de Ni.

Por ejemplo, el documento de patente 1 describe un método para fabricar un tubo o una tubería de acero inoxidable de alta resistencia para artículos tubulares para campos petroleros que tiene una excelente resistencia a la corrosión. Según el método descrito en el documento de patente 1, el tubo o la tubería de acero inoxidable de alta resistencia para artículos tubulares para campos petroleros que tiene una microestructura que contiene, basado en la fracción en volumen, del 10% al 60% de fase ferrítica y el resto se compone de fase martensítica y una resistencia al alargamiento de 654 MPa o más, puede obtenerse calentando un acero que tiene una composición química que contiene, basado en porcentaje en masa, C: del 0,005% al 0,050%, Si: del 0,05% al 0,50%, Mn: del 0,20% al 1,80%, Cr: del 15,5% al 18%, Ni: del 1,5% al 5%, Mo: del 1% al 3,5%, V: del 0,02% al 0,20%, N: del 0,01% al 0,15% y O: el 0,006% o menos, donde se satisfacen $Cr + 0,65Ni + 0,6Mo + 0,55Cu - 20C \geq 19,5$ y $Cr + Mo + 0,3Si - 43,5C - 0,4Mn - Ni - 0,3Cu - 9N \geq 11,5$ (el símbolo de los elementos en las fórmulas se refiere al contenido (porcentaje en masa) de los elementos respectivos), realizando la fabricación de tuberías a través de trabajo en caliente, realizando enfriamiento después de la fabricación de tuberías hasta temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento mayor de o igual a la del enfriamiento con aire para producir un tubo o una tubería de acero sin costura con dimensiones predeterminadas, recalentando el tubo o la tubería de acero sin costura resultante hasta una temperatura de 850°C o mayor, realizando enfriamiento hasta 100°C o menos a una velocidad de enfriamiento mayor de o igual a la del enfriamiento con aire, y realizando un tratamiento de templado-revenido a una temperatura de 700°C o menor. Según el documento de patente 1, el tubo o la tubería de acero resultante tiene una alta resistencia, una resistencia a la corrosión suficiente incluso en un entorno corrosivo severo que contiene CO₂ y Cl⁻ a una alta temperatura de hasta 230°C y una excelente tenacidad con energía absorbida de 50 J o más a -40°C.

Mientras tanto, previamente se ha conocido un acero inoxidable austenítico-ferrítico (puede denominarse a continuación en el presente documento acero inoxidable bifásico), tal como acero con el 22% de Cr y acero con el 25% de Cr. Este acero inoxidable bifásico se ha usado para fabricar un tubo o una tubería de acero inoxidable para artículos tubulares para campos petroleros o similares usados en un entorno corrosivo severo que contiene, en particular, una gran cantidad de sulfuro de hidrógeno a una alta temperatura. En cuanto al acero inoxidable bifásico anteriormente descrito, se han desarrollado diversos tipos de acero de ultrabajo contenido en carbono y alto contenido en Cr, de aproximadamente el 21% al 28%, que contienen Mo, Ni, N y similares, y se especifican SUS329J1, SUS329J3L, SUS329J4L y similares en las normas JIS G 4303 a 4305 de las normativas industriales japonesas.

Se añaden grandes cantidades de elementos de aleación a estos aceros y, por tanto, está presente una fase ferrítica en un intervalo de alta temperatura a temperatura ambiente sin transformación de fases. Mientras tanto, particularmente en el caso de un tubo o una tubería de acero inoxidable de pared gruesa, esta fase ferrítica no acumula de manera fácil ni eficaz tensión durante el trabajo en caliente y se mantiene una fase ferrítica que tiene granos gruesos a temperatura ambiente. Por norma general, la fase ferrítica gruesa degrada la tenacidad a baja temperatura, y perjudica el efecto de mejorar la resistencia al alargamiento provocado por los granos finos de la fase ferrítica, de modo que, al mismo tiempo, disminuye no sólo la tenacidad sino también la resistencia.

Se propone un tubo o una tubería de acero inoxidable de alta resistencia para resolver tales problemas en, por ejemplo, el documento de patente 2. El método descrito en el documento de patente 2 se caracteriza por producir un tubo o una tubería de elemento para el trabajo en frío a través de trabajo en caliente o trabajo en caliente y tratamiento térmico en disolución de un acero inoxidable bifásico que tiene una composición química que contiene, basado en porcentaje en masa, C: el 0,03% o menos, Si: el 1% o menos, Mn: del 0,1% al 4%, Cr: del 20% al 35%, Ni: del 3% al 10%, Mo: del 0% al 6%, W: del 0% al 6%, Cu: del 0% al 3%, N: del 0,15% al 0,60% y el resto se compone de Fe e impurezas incidentales, y después de eso, realizar laminación en frío en condiciones en las que la tasa de procesamiento R_d en una etapa final de laminación en frío está dentro del intervalo del 10% al 80%, en cuanto a reducción en área, y satisface la siguiente fórmula (1).

$$R_d = \exp\{\ln(MYS) - \ln(14,5 \times Cr + 48,3 \times Mo + 20,7 \times W + 6,9 \times N)/0,195\} \quad (1)$$

En la fórmula (1), R_d : reducción en área (%), MYS: resistencia al alargamiento objetivo (MPa), y Cr, Mo, W y N: contenido de elemento (porcentaje en masa) se mantienen bien.

Según el documento de patente 2, se obtiene un tubo o una tubería sin costura de acero inoxidable bifásico de alta resistencia controlando estrictamente la composición química en sí y la tasa de procesamiento en frío.

Además, por ejemplo, el documento de patente 3 propone un método para fabricar un acero inoxidable bifásico de alta resistencia, en el que después del tratamiento en disolución de un acero inoxidable bifásico austenítico-ferrítico que contiene Cu, se realiza laminación en frío a una reducción en el área del 35% o más, seguido de calentamiento hasta un intervalo de temperaturas de 800°C a 1.150°C a una velocidad de calentamiento de 50°C/s o más, templado, trabajo en caliente a de 300°C a 700°C y trabajo en frío de nuevo, o realizando además un tratamiento de envejecimiento a de 450°C a 700°C. En el método descrito en el documento de patente 3, se combinan el trabajo y el tratamiento térmico para que la microestructura de acero sea fina, de modo que incluso cuando se realiza trabajo en frío, puede reducirse considerablemente la cantidad de procesamiento de la misma. Por consiguiente, según el acero inoxidable bifásico de alta resistencia descrito en el documento de patente 3, puede prevenirse la degradación de la resistencia a la corrosión.

El documento de patente 4 (PTL 4) describe un tubo de acero inoxidable sin costura de alta resistencia para artículos tubulares para campos petroleros y un método para fabricar el mismo. El tubo de acero inoxidable sin costura de alta resistencia tiene un grosor de pared de más de 25,4 mm, teniendo el tubo de acero una composición química que contiene, en % en masa, C: el 0,005% o más y el 0,06% o menos, Si: el 0,05% o más y el 0,5% o menos, Mn: el 0,2% o más y el 1,8% o menos, P: el 0,03% o menos, S: el 0,005% o menos, Cr: el 15,5% o más y el 18,0% o menos, Ni: el 1,5% o más y el 5,0% o menos, V: el 0,02% o más y el 0,2% o menos, Al: el 0,002% o más y el 0,05% o menos, N: el 0,01% o más y el 0,15% o menos, O: el 0,006% o menos y conteniendo además uno, dos o más seleccionados de entre Mo: el 1,0% o más y el 3,5% o menos, W: el 3,0% o menos y Cu: el 3,5% o menos y siendo el resto Fe e impurezas inevitables, en el que se satisfacen las expresiones relacionales (1) y (2) a continuación, teniendo una microestructura que incluye una fase de martensita como fase principal y una segunda fase que consiste en, en una razón en volumen, el 10% o más y el 60% o menos de una fase de ferrita y el 0% o más y el 10% o menos de una fase de austenita, en el que el valor de GSI, que se define como el número de límites de grano de ferrita-martensita por unidad de longitud de un segmento de línea dibujado en la dirección de grosor de pared, es de 120 o más en la parte central en la dirección de grosor de pared, y teniendo una excelente tenacidad a baja temperatura y una excelente resistencia a la corrosión:

$$Cr+0,65Ni+0,60Mo+0,30W+0,55Cu-20C \geq 19,5 \quad (1)$$

$$Cr+Mo+0,50W+0,30Si-43,5C-0,4Mn-Ni-0,3Cu-9N \geq 11,5 \quad (2)$$

en las que Cr, Mo, W, Si, C, Mn, Ni, Cu y N: contenidos (% en masa) de los elementos químicos representados respectivamente por los símbolos atómicos correspondientes.

El documento de patente 5 (PTL 5) también describe un tubo o una tubería sin costura de acero inoxidable de alta resistencia para artículos tubulares para campos petroleros y un método para fabricar el mismo. El tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de alta resistencia comprende una composición que contiene C: el 0,05% o menos, Si: el 0,5% o menos, Mn: del 0,15% al 1,0%, P: el 0,030% o menos, S: el 0,005% o menos, Cr: del 15,5% al 17,5%, Ni: del 3,0% al 6,0%, Mo: del 1,5% al 5,0%, Cu: el 4,0% o menos, W: del 0,1% al 2,5%, N: el 0,15% o menos y el resto se compone de Fe e impurezas incidentales, basado en porcentaje en masa, mientras que el ajuste se realiza de tal manera que C, Si, Mn, Cr, Ni, Mo, Cu y N satisfacen la siguiente fórmula (1), Cu, Mo y W satisfacen además la siguiente fórmula (2) y Cu, Mo, W, Cr y Ni satisfacen además la siguiente fórmula (3):

$$-5,9 \times (7,82 + 27C - 0,91Si + 0,21Mn - 0,9Cr + Ni - 1,1Mo + 0,2Cu + 11N) \geq 13,0 \quad (1)$$

$$Cu + Mo + 0,5W \geq 5,8 \quad (2)$$

$$Cu + Mo + W + Cr + 2Ni \geq 34,5 \quad (3)$$

en las que C, Si, Mn, Cr, Ni, Mo, Cu, N y W: contenido de cada elemento (% en masa).

El documento de patente 6 (PTL 6) describe un acero inoxidable para pozos de petróleo y un método para fabricar una tubería para pozos de petróleo a partir del acero inoxidable. El acero inoxidable comprende, en % en masa, C: no más del 0,05%, Si: no más del 1,0%, Mn: del 0,01 al 1,0%, P: no más del 0,05%, S: menos del 0,002%, Cr: del 16 al 18%, Mo: del 1,8 al 3%, Cu: del 1,0 al 3,5%, Ni: del 3,0 al 5,5%, Co: del 0,01 al 1,0%, Al: del 0,001 al 0,1%, O: no más del 0,05% y N: no más del 0,05%, siendo el resto Fe e impurezas, y satisfaciendo las fórmulas (1) y (2):

$$\text{Cr}+4\text{Ni}+3\text{Mo}+2\text{Cu}\geq 44 \quad (1)$$

$$\text{Cr}+3\text{Ni}+4\text{Mo}+2\text{Cu}/3\leq 46 \quad (2)$$

en las que cada símbolo de elemento en las fórmulas (1) y (2) se sustituye por el contenido, en % en masa, del elemento correspondiente.

Lista de referencias

Bibliografía de patentes

PTL 1: publicación de solicitud de patente japonesa sin examinar n.º 2005-336595

PTL 2: reedición nacional de publicación internacional PCT para solicitud de patente n.º WO2010/82395

PTL 3: publicación de solicitud de patente japonesa sin examinar n.º Hei07-207337

PTL 4: documento WO 2013/179667 A1

PTL 5: documento WO 2014/097628 A1

PTL 6: documento EP 2 832 881 A1

Sumario de la invención

Problema técnico

Recientemente, con frecuencia se ha usado un acero de pared gruesa como acero de base para un tubo o una tubería de acero para artículos tubulares para campos petroleros con grandes profundidades. En la producción del acero de pared gruesa, a medida que aumenta el grosor de pared, se vuelve difícil proporcionar una deformación por procesamiento predeterminada al centro del grosor de pared mediante el método de trabajo en caliente habitual. Por consiguiente, el grosor de la microestructura de la parte central de grosor de pared en el acero de pared gruesa tiende a engrosarse. Por tanto, la tenacidad de la parte central de grosor de pared en un acero de pared gruesa se degrada fácilmente en comparación con la de un acero de pared delgada.

Los documentos de patente 1 y 2 se refieren sólo a aceros que tienen un grosor de pared de 12,7 mm como máximo y, por tanto, no se estudian aceros de pared gruesa que tienen un grosor de pared de 12,7 mm o más. En particular, en los documentos de patente 1 y 2, no se estudia la mejora de las características del acero de pared gruesa, en particular, la mejora de la tenacidad a baja temperatura.

Mientras tanto, en el documento de patente 2, debe especificarse que la tasa de procesamiento en cuanto a reducción en área sea grande y, por tanto, se requiere una gran cantidad de inversión en planta y equipos en un aparato de trabajo en frío potente para trabajar un acero inoxidable bifásico de alta resistencia que tiene una alta resistencia a la deformación.

Además, en el método descrito en el documento de patente 3, se señala la degradación de la resistencia a la corrosión, en particular, en un entorno a alta temperatura y húmedo debido al aumento en la tasa de procesamiento del trabajo en frío y se menciona que el aumento en la resistencia haciendo que la microestructura sea fina y la optimización de la forma y la cantidad de precipitados y la reducción en la tasa de procesamiento del trabajo en frío son eficaces en la mejora de la resistencia a la corrosión. El método descrito en el documento de patente 3 requiere una pluralidad de tratamientos térmicos incluyendo un tratamiento térmico en disolución y un tratamiento térmico después del trabajo en frío, complicándose de ese modo la etapa de fabricación, y se reduce la productividad. Además, aumenta el uso de energía, lo que da como resultado un aumento en los costes de producción. Además, existe el problema de que se generan defectos por trabajo en el trabajo en caliente a de 300°C a 700°C.

Mientras tanto, el crecimiento de grano de granos de ferrita durante el mantenimiento a altas temperaturas es rápido y el engrosamiento de grano se produce fácilmente debido al crecimiento de granos de cristal en una etapa inicial y

los granos de cristal se dividirían mediante el trabajo en caliente. En particular, la parte central de grosor de pared del acero de pared gruesa no se deforma fácilmente. Por tanto, los granos de ferrita no pueden dividirse y se produce el engrosamiento de los granos de ferrita durante un breve periodo de tiempo manteniendo a altas temperaturas y enfriando después de la laminación en caliente. Los granos de ferrita gruesos conectados sirven como ruta de propagación de grietas y, por tanto, se degrada la tenacidad de una plancha de acero laminada a altas temperaturas y la parte central de grosor de pared (parte de baja deformación) del acero de pared gruesa, donde la proporción de fase ferrítica es grande. El engrosamiento de los granos de ferrita también influye en la resistencia y, en particular, se reduce la resistencia al alargamiento. Por consiguiente, no se obtienen las características predeterminadas a menos que se optimicen las condiciones de laminación en caliente y el control de temperatura en el tratamiento térmico posterior.

Teniendo en cuenta tales circunstancias de las técnicas relacionadas, un objeto de la presente invención es proporcionar un tubo o una tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia con una parte central de grosor de pared que tenga una resistencia al alargamiento y una tenacidad a baja temperatura excelentes, y un método para fabricar el mismo.

Solución al problema

Con el fin de lograr el objeto anteriormente descrito, los presentes inventores llevaron a cabo inicialmente un intenso examen sobre los diversos factores que afectan a la tenacidad de la parte central de grosor de pared de un tubo o una tubería de acero inoxidable de pared gruesa que sirve como tubo o tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia. Como resultado, se halló que era eficaz en resolver los problemas anteriormente descritos de que, en cuanto a los granos de ferrita dispersados en la microestructura de acero, incluso cuando los granos eran igualmente granos de ferrita, se suponía que los granos eran diferentes unos de otros en el caso en el que la desorientación de cristales era de 15° o más, y los granos de ferrita se hicieron finos.

Luego, se llevó a cabo una investigación adicional y se examinó la morfología para hacer que los granos de ferrita de un tubo o una tubería de acero inoxidable de pared gruesa fueran finos. Como resultado, se halló que la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al alargamiento pudieron mejorarse considerablemente ajustando el área máxima de los granos de ferrita y el contenido de granos de ferrita que tienen un área predeterminada o menos, en la que se supone que los granos son diferentes unos de otros en el caso en el que la desorientación de cristales era de 15° o más. A este respecto, pueden discriminarse las orientaciones de cristal de los granos de ferrita basándose en EBSD (difracción de electrones por retrodispersión) o similares.

Además, la mayor parte de la microestructura de acero de un acero que contiene Cr: del 15,5% al 18,0% se convierte en fase ferrítica al calentarse hasta de 1.100°C a 1.350°C. La fase ferrítica anteriormente descrita se transforma en una fase austenítica en el procedimiento en el que el acero calentado hasta de 1.100°C a 1.350°C se enfría hasta de 700°C a 1.200°C que es una temperatura de trabajo en caliente. Se hace que los granos de ferrita sean finos y se mejoran la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al alargamiento mediante la comprensión de este comportamiento de transformación, realizando laminación en condiciones para obtener una fracción de fase predeterminada y realizando un tratamiento térmico posterior.

Además, puede lograrse la mejora de la tenacidad a baja temperatura y de la resistencia disminuyendo la temperatura de trabajo para provocar un estado en el que el 35% o más de la fase austenítica está presente durante el trabajo en caliente y, por tanto, concentrando la deformación en la fase ferrítica que tiene una resistencia relativamente baja durante el trabajo en caliente para hacer que los granos de ferrita sean finos.

La presente invención se ha realizado basándose de los hallazgos anteriormente descritos y proporciona específicamente un tubo o una tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia tal como se define en la reivindicación 1.

A continuación, y en las reivindicaciones adjuntas, se describen realizaciones adicionales de un tubo o una tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia de la presente invención.

Además, la presente invención proporciona un método para fabricar el tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia, caracterizado por incluir las etapas de calentar un acero hasta una temperatura de 1.100°C a 1.300°C, realizar la perforación del acero para producir un acero de base hueca, someter el acero de base hueca a laminación por estiramiento, en el que la temperatura de trabajo en caliente de la laminación por estiramiento anteriormente descrita es de 700°C a 1.200°C, y la microestructura de acero del acero de base hueca anteriormente descrito a la temperatura de trabajo en caliente anteriormente descrita contiene el 35% o más de austenita basado en la fracción de área, y después del trabajo en caliente realizar el templado, o el templado y revenido, o un tratamiento térmico en disolución como tratamiento térmico en la región bifásica de austenita y ferrita a una temperatura inferior a 1.150°C, refiriéndose la temperatura de trabajo en caliente y la temperatura de tratamiento térmico a una temperatura central de grosor de pared.

Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, el tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia con excelente tenacidad a baja temperatura puede producirse fácilmente y, por tanto, se ejerce un efecto considerable a nivel industrial. Además, según la presente invención, puede hacerse que los granos de ferrita de la fase ferrítica en la microestructura de acero del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia sean finos hasta la parte central de grosor de pared y, por tanto, existe el efecto de que se mejoran la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al alargamiento de incluso un tubo o una tubería de acero inoxidable de pared gruesa, que no se hace fino fácilmente a través de la acumulación de deformación.

Descripción de realizaciones

A continuación se describirán las realizaciones según la presente invención. A este respecto, la presente invención no se limita a las siguientes realizaciones. Además, en la siguiente descripción, el término “%” que representa el contenido de cada elemento se refiere a “porcentaje en masa”, a menos que se especifique lo contrario.

La composición química del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia (puede denominarse simplemente a continuación en el presente documento “tubo o tubería de acero”) es una composición química que contiene Cr: del 15,5% al 18,0%.

Cr: del 15,5% al 18,0%

El cromo es un elemento que tiene la función de formar una película protectora para mejorar la resistencia a la corrosión y, además, que forma una disolución de sólidos para aumentar la resistencia del acero. Con el fin de obtener tales efectos, es necesario que el contenido en Cr sea del 15,5% o más. Por otro lado, si el contenido en Cr es mayor del 18,0%, se reduce la resistencia. Por consiguiente, el contenido en Cr se limita a del 15,5% al 18,0%.

La presente invención es una invención para resolver los problemas incluidos en el acero que contiene Cr que se ha usado previamente como acero de base para un tubo o una tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa para artículos tubulares para campos petroleros y se caracteriza porque se ajusta el estado de los granos de ferrita en la microestructura de acero del acero que contiene Cr.

La composición química del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa según la presente invención contiene además, basado en porcentaje en masa, C: del 0,030% al 0,050%, Si: el 1,00% o menos, Mn: del 0,20% al 1,80%, Ni: del 1,5% al 5,0%, Mo: del 2,0% al 3,5%, N: del 0,01% al 0,15%, O: el 0,006% o menos, opcionalmente V: del 0,02% al 0,20%, opcionalmente al menos un grupo seleccionado del grupo A al grupo D a continuación, y el resto se compone de Fe e impurezas incidentales.

C: del 0,030% al 0,050%

El carbono es un elemento importante relacionado con la resistencia del acero inoxidable martensítico. En la presente invención, con el fin de garantizar una resistencia predeterminada, el contenido en C es del 0,030% o más. Por otro lado, si el contenido en C es mayor del 0,050%, puede aumentar la sensibilización debido al Ni contenido durante el revenido. Mientras tanto, desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión, es deseable que el contenido en C sea pequeño. Por consiguiente, el contenido en C es del 0,030% al 0,050%.

Si: el 1,00% o menos

El silicio es un elemento que funciona como agente desoxidante. Con el fin de obtener un efecto del agente desoxidante, es deseable que se especifique que el contenido en Si sea del 0,05% o más. Por otro lado, si el contenido en Si es mayor del 1,00%, se degrada la resistencia a la corrosión y, además, puede degradarse la trabajabilidad en caliente. Por consiguiente, el contenido en Si es del 1,00% o menos y preferiblemente del 0,10% al 0,30%.

Mn: del 0,20% al 1,80%

El manganeso es un elemento que tiene la función de aumentar la resistencia. Con el fin de obtener este efecto, el contenido en Mn es del 0,20% o más. Por otro lado, si el contenido en Mn es mayor del 1,80%, puede verse afectada de manera adversa la tenacidad. Por consiguiente, el contenido en Mn es del 0,20% al 1,80% y preferiblemente del 0,20% al 1,00%.

Ni: del 1,5% al 5,0%

El níquel es un elemento que tiene la función de reforzar una película protectora para aumentar la resistencia a la corrosión. Además, el Ni es un elemento que forma una disolución de sólidos para aumentar la resistencia del acero y, además, mejorar la tenacidad. Con el fin de obtener tales efectos, el contenido en Ni es del 1,5% o más. Por otro lado, si el contenido en Ni es mayor del 5,0%, se degrada la estabilidad de la fase martensítica y puede reducirse la resistencia. Por consiguiente, el contenido en Ni es del 1,5% al 5,0% y preferiblemente del 2,5% al 4,5%.

Mo: del 2,0% al 3,5%

- 5 El molibdeno es un elemento para aumentar la resistencia a la corrosión por picadura debida al Cl⁻. Con el fin de obtener un efecto de este tipo, el contenido en Mo es del 2,0% o más. Por otro lado, si el contenido en Mo es mayor del 3,5%, puede aumentar el coste del acero. Por consiguiente, el contenido en Mo es del 2,0% al 3,5%.

V: del 0,02% al 0,20%

- 10 El vanadio es un elemento para aumentar la resistencia y, además, mejorar la resistencia a la corrosión. Con el fin de obtener estos efectos, se requiere que se especifique que el contenido en V sea del 0,02% o más. Por otro lado, si el contenido en V es mayor del 0,20%, puede degradarse la tenacidad. Por consiguiente, el contenido en V es opcionalmente del 0,02% al 0,20% y preferiblemente del 0,02% al 0,08%.

- 15 N: del 0,01% al 0,15%

- 20 El nitrógeno es un elemento para mejorar la resistencia a la corrosión por picadura considerablemente. Con el fin de obtener este efecto, el contenido en N es del 0,01% o más. Por otro lado, si el contenido en N es mayor del 0,15%, se forman diversos nitruros y puede degradarse la tenacidad. El contenido en N es preferiblemente del 0,02% al 0,08%.

O: el 0,006% o menos

- 25 El oxígeno está presente como óxidos en el acero y afecta de manera adversa a diversas características. Por consiguiente, es deseable que se minimice el contenido en O. En particular, si el contenido en O es mayor del 0,006%, pueden degradarse significativamente la trabajabilidad en caliente, la tenacidad y la resistencia a la corrosión. Por tanto, el contenido en O es del 0,006% o menos.

- 30 Además de los elementos anteriormente descritos, puede estar contenido adicionalmente al menos un grupo seleccionado del grupo A al grupo D a continuación.

Grupo A: Al: del 0,002% al 0,050%

Grupo B: al menos uno seleccionado de Cu: del 0,8% al 3,5%, W: del 0,5% al 3,5% y REM: el 0,3% o menos

- 35 Grupo C: al menos uno seleccionado de Nb: el 0,2% o menos, Ti: el 0,3% o menos y Zr: el 0,2% o menos

Grupo D: al menos uno seleccionado de Ca: el 0,01% o menos y B: el 0,01% o menos

- 40 A continuación se describirán los elementos del grupo A al grupo D.

Grupo A: Al: del 0,002% al 0,050%

- 45 El Al puede utilizarse como elemento que funciona como agente desoxidante. En el caso de la utilización como agente desoxidante, se especifica que el contenido en Al sea preferiblemente del 0,002% o más. Si el contenido en Al es mayor del 0,050%, puede verse afectada de manera adversa la tenacidad. Por consiguiente, en el caso en el que esté contenido el Al, se requiere la limitación a Al: el 0,050% o menos. En el caso en el que no se añada Al, se permite Al: menos del 0,002% como impureza incidental.

- 50 Grupo B: al menos uno seleccionado de Cu: del 0,8% al 3,5%, W: del 0,5% al 3,5% y REM: el 0,3% o menos

- 55 El grupo B: Cu, W y REM refuerza una película protectora, suprime la permeación de hidrógeno en el acero y aumenta la resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensión de sulfuro. Tales efectos son considerables en el caso en el que esté contenido Cu: el 0,5% o más, W: el 0,5% o más o REM: el 0,001% o más. Sin embargo, si está contenido Cu: más del 3,5%, W: más del 3,5% o REM: más del 0,3%, puede degradarse la tenacidad. Por consiguiente, en el caso en el que estén contenidos los elementos descritos en el grupo B, los contenidos se limitan a Cu: del 0,8% al 3,5%, W: del 0,5% al 3,5% y REM: el 0,3% o menos. A este respecto, son preferibles Cu: del 0,8% al 1,2%, W: del 0,8% al 1,2% y REM: del 0,001% al 0,010%.

- 60 Grupo C: al menos uno seleccionado de Nb: el 0,2% o menos, Ti: el 0,3% o menos y Zr: el 0,2% o menos

- 65 El Nb, el Ti y el Zr son todos ellos elementos para aumentar la resistencia. La composición química del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia según la presente invención puede contener estos elementos, según sea necesario. Se observa un efecto de este tipo en el caso en el que esté contenido Nb: el 0,03% o más, Ti: el 0,03% o más o Zr: el 0,03% o más. Por otro lado, si está contenido Nb: más del 0,2%, Ti: más del 0,3% o Zr: más del 0,2%, se degrada la tenacidad. Por consiguiente, se requiere la limitación a Nb: el 0,2% o menos, Ti: el 0,3% o menos y Zr: el 0,2% o menos.

Grupo D: al menos uno seleccionado de Ca: el 0,01% o menos y B: el 0,01% o menos

5 El Ca y el B tienen la función de mejorar la trabajabilidad en caliente durante la laminación de regiones multifásicas para suprimir los defectos de producto, y puede estar contenido al menos uno de ellos, según sea necesario. Un efecto de este tipo es considerable en el caso en el que esté contenido Ca: el 0,0005% o más o B: el 0,0005% o más. Si está contenido Ca: más del 0,01% o B: el 0,01% o más, se degrada la resistencia a la corrosión. Por consiguiente, en el caso en el que estén contenidos, se requiere la limitación a Ca: el 0,01% o menos y B: el 0,01% o menos.

10 El resto distintos de los elementos anteriormente descritos se compone de Fe e impurezas incidentales. A este respecto, en cuanto a las impurezas incidentales, se permiten P: el 0,03% o menos y S: el 0,005% o menos.

15 A continuación, se describirá la microestructura de acero del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia según la presente invención. La microestructura de acero del tubo o la tubería de acero según la presente invención contiene una fase martensítica y una fase ferrítica. Además, puede estar contenida una fase austenítica.

20 El contenido de fase martensítica es del 50% o más, basado en la fracción de área, para proporcionar alta resistencia. Tal como se describe a continuación, está contenido el 20% o más de fase ferrítica, basado en la fracción de área, además de la fase martensítica. Por tanto, con el fin de contener el 20% o más de fase ferrítica, basado en la fracción de área, el contenido de fase martensítica es del 80% o menos basado en la fracción de área.

25 Mientras tanto, tal como se describe más adelante, la fase ferrítica es una fase importante para permitir que el tubo o la tubería de acero presente una tenacidad a baja temperatura y una resistencia a la corrosión excelentes. En la presente invención, el contenido de la misma es del 20% o más basado en la fracción de área, y preferiblemente del 25% o más. Además, está contenido el 50% o más de fase martensítica, basado en la fracción de área, para proporcionar alta resistencia y, por tanto, el contenido de fase ferrítica es del 50% o menos.

30 Puede estar contenida una fase austenítica además de la fase ferrítica y la fase martensítica. Si el contenido de fase austenítica es excesivo, se reduce la resistencia del acero. Por tanto, el contenido de fase austenítica es del 15% o menos basado en la fracción de área.

35 A continuación, se describirá adicionalmente la fase ferrítica. La fase ferrítica en la microestructura de acero del tubo o la tubería de acero según la presente invención se distribuye en el espacio de una cinta y la forma de una red en la microestructura de acero. En la presente invención, se considera que una fase ferrítica con forma de cinta se forma a partir de granos de ferrita, en la que cuando están presentes granos de ferrita adyacentes en la microestructura de acero y la desorientación de cristales entre un grano de ferrita y otro grano de ferrita es de 15° o más, se supone que los granos adyacentes anteriormente descritos son granos diferentes unos de otros. Basándose en esta consideración, se permite que el tubo o la tubería de acero según la presente invención tenga alta resistencia y presente una tenacidad a baja temperatura y una resistencia a la corrosión excelente satisfaciendo la condición 1 y la condición 2 descritas a continuación. A este respecto, los granos de ferrita pueden estar en el estado de uno cualquiera de estar rodeados por granos de ferrita que presentan una desorientación de cristales de 15° o más, estar rodeados por otras fases (fase martensítica y fase austenítica) y estar rodeados por granos de ferrita que presentan una desorientación de cristales de 15° o más y otras fases.

45 (Condición 1) El valor máximo de las áreas de los granos de ferrita en las microestructuras de acero en una sección transversal de dirección circunferencial y una sección transversal de dirección L (dirección de laminación) del tubo o la tubería de acero es de 3.000 μm^2 o menos.

50 (Condición 2) El contenido de granos de ferrita que tienen áreas de 800 μm^2 o menos es del 50% o más, basado en la fracción de área, en una sección transversal de dirección circunferencial y una sección transversal de dirección L (dirección de laminación) del tubo o la tubería de acero.

55 Con respecto a la condición 1, el hecho de que el valor máximo de las áreas de los granos de ferrita en las microestructuras de acero en una sección transversal de dirección circunferencial y una sección transversal de dirección L (dirección de laminación) del tubo o la tubería de acero sea mayor de 3.000 μm^2 se refiere a que están presentes granos ferríticos de crecimiento inusual en la microestructura de acero. Si están presentes granos de ferrita de crecimiento inusual, se reduce extremadamente la tenacidad a baja temperatura. La aparición de irregularidades en la propiedad de un producto, por ejemplo, reducción parcial en el valor de tenacidad a baja temperatura, no es favorable. Por consiguiente, debe especificarse que el valor máximo de las áreas de los granos de ferrita en las microestructuras de acero en una sección transversal de dirección circunferencial y una sección transversal de dirección L (dirección de laminación) del tubo o la tubería de acero sea de 3.000 μm^2 o menos, preferiblemente de 1.000 μm^2 o menos y más preferiblemente de 200 μm^2 o menos.

65 Con respecto a la condición 2, pueden suprimirse la reducción en el valor de tenacidad a baja temperatura y la

resistencia al alargamiento especificando que el contenido de granos de ferrita que tienen áreas de $800 \mu\text{m}^2$ o menos sea del 50% o más, basado en la fracción de área, en una sección transversal de dirección circunferencial y una sección transversal de dirección L (dirección de laminación) del tubo o la tubería de acero. Preferiblemente, el contenido de granos de ferrita que tienen áreas de $400 \mu\text{m}^2$ o menos es del 50% o más, basado en la fracción de área, y más preferiblemente, el contenido de granos de ferrita que tienen áreas de $100 \mu\text{m}^2$ o menos es del 80% o más basado en la fracción de área.

En la presente invención, se requiere que se satisfagan la condición 1 y la condición 2 en ambas microestructuras en una sección transversal de dirección circunferencial y una sección transversal de dirección L (dirección de laminación) del tubo o la tubería de acero. La fase ferrítica permanece desde la etapa a una alta temperatura de temperatura equivalente al horno hasta la etapa de un producto y no se produce fácilmente la fragmentación debida a la transformación y recrystalización. Por consiguiente, la forma de grano presenta anisotropía fácilmente basada en la dirección de deformación durante la laminación en caliente en la fase ferrítica. La anisotropía se produce en la fase ferrítica debido a una diferencia en el sistema de laminación en la producción del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa, y la anisotropía se produce en el valor de tenacidad a baja temperatura de la microestructura en la que la mayoría de los granos de ferrita han crecido en alguna dirección. La aparición de anisotropía en las características no es favorable porque pueden presentarse características más deficientes que las predeterminadas dependiendo de la dirección de la carga aplicada en el uso del producto. En el caso en el que se determine que se satisfacen la condición 1 y la condición 2 tanto en la sección transversal de dirección circunferencial como en la sección transversal de dirección L (dirección de laminación) del tubo o la tubería de acero, la anisotropía puede clasificarse como pequeña. A este respecto, puede emplearse un método en el que el grano de ferrita se observa tridimensionalmente y la anisotropía se evalúa basándose en el volumen del grano, pero no se realiza fácilmente porque la medición requiere mucho gasto de tiempo y esfuerzo. Por tanto, la observación de las dos secciones transversales anteriormente descritas es sencilla y favorable. En este caso, la sección transversal se refiere a una sección transversal de dirección circunferencial y una sección transversal de dirección L (dirección de laminación) que pueden observarse en la parte central de grosor de pared en el centro en la dirección de laminación del tubo o la tubería de acero.

Mientras tanto, la microestructura de acero del tubo o la tubería de acero según la presente invención se mide mediante el siguiente método. La fracción de fase ferrítica se determina con un microscopio óptico y un microscopio electrónico de barrido. Además, la fracción de fase austenítica puede medirse con un difractómetro de rayos X. Además, la fracción de fase martensítica puede determinarse restando la fracción de fase ferrítica y la fracción de fase austenítica del 100%. Además, la desorientación de cristales en la fase ferrítica puede medirse basándose en EBSD. A este respecto, en el caso en el que la separación de la fase ferrítica de la fase martensítica en el acero sea difícil debido a que están en la misma estructura cúbico centrada en el cuerpo, sólo puede restarse la fase ferrítica realizando la medición por SEM-EDX (microscopio electrónico de barrido-espectrometría de rayos X por dispersión de energía) o EPMA (microanálisis de sonda de electrones) en el mismo campo de visión de antemano y examinando la partición de elementos de los elementos de formación de fase ferrítica y los elementos de formación de fase austenítica. Además, puede emplearse un método en el que los granos de ferrita se seleccionan individualmente basándose en los resultados de EBSD. En la medición por EBSD, después de realizar la preparación de muestra mediante pulido electroquímico, se realiza el ajuste de tal manera que pueda medirse un número suficiente de granos de ferrita en el mismo campo de visión al aumento de 500 veces a 2.000 veces. Se garantiza un campo de visión de $100 \times 100 \mu\text{m}$ o más como mínimo, y si es posible de $1.000 \times 1.000 \mu\text{m}$, y se observa la microestructura. La distancia entre puntos de medición en la medición de la orientación de cristales por EBSD se ajusta de tal manera que la distancia no aumenta excesivamente y se especifica que la distancia sea de $0,5 \mu\text{m}$ como mínimo, y preferiblemente de $0,3 \mu\text{m}$ o menos con el fin de reducir los errores en el análisis del área de granos de ferrita después de la medición. La medición se realiza a un alto aumento y se limita el campo de visión. Por tanto, es favorable que se observen de al menos 10 a 15 campos de visión en las proximidades de la parte central de grosor de pared y se examinen el área máxima de granos de ferrita y la distribución de área de granos.

El tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia anteriormente descrito según la presente invención tiene una resistencia al alargamiento de 654 MPa o más y una excelente tenacidad a baja temperatura de energía absorbida de 50 J o más a una temperatura de ensayo de -10°C en el ensayo de impacto de Charpy en la posición central de grosor de pared. Además, el tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia según la presente invención presenta una excelente resistencia a la corrosión basándose en la composición química anteriormente descrita.

Además, el grosor de pared del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia según la presente invención es de 12,7 mm o más y menos de 100 mm.

A continuación, se describirá un método para fabricar el tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia según la presente invención. El tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia según la presente invención puede fabricarse preparando un acero que tiene la composición química anteriormente descrita, calentando el acero, enfriando el acero calentado hasta una temperatura de trabajo predeterminada y trabajando en caliente el acero enfriado. A continuación se describirá más específicamente el

método de fabricación. En la siguiente descripción, la temperatura se refiere a una temperatura central de grosor de pared, a menos que se especifique lo contrario. A este respecto, la temperatura puede medirse incrustando un termopar en el interior del acero o puede calcularse mediante el cálculo de la transferencia de calor basándose en los resultados de la medición de la temperatura de superficie con otro termómetro no de contacto.

El método para preparar el acero anteriormente descrito no está necesariamente limitado específicamente. Preferiblemente, se produce un acero fundido que tiene la composición química anteriormente descrita usando un horno de fundición habitual, por ejemplo, un convertidor o un horno eléctrico, y se somete a colada para dar una plancha (plancha colada redonda) mediante un procedimiento de colada habitual, por ejemplo, un procedimiento de colada continua, para usarse como acero. A este respecto, la plancha colada puede laminarse en caliente para dar una plancha de acero que tiene una dimensión predeterminada, para usarse como acero. Además, no hay ningún problema en el caso en el que una plancha de acero se prepare mediante un método de fabricación de lingotes y desbaste, para usarse como acero.

La temperatura de calentamiento del acero anteriormente descrito antes del trabajo en caliente puede ajustarse de manera apropiada desde el punto de vista de evitar la deformación debida al propio peso. En el caso en el que se realice perforación como trabajo en caliente, la temperatura de calentamiento es de 1.100°C a 1.300°C. Además, el método de calentamiento no está específicamente limitado y, por ejemplo, se menciona un método en el que el acero se coloca en un horno de calentamiento.

El trabajo en caliente se realiza después del calentamiento anteriormente descrito o después del enfriamiento hasta una temperatura de trabajo (temperatura de trabajo en el trabajo en caliente realizado posteriormente), tras el calentamiento anteriormente descrito.

Para empezar, se describirán los detalles del trabajo en caliente. Un procedimiento de laminación en caliente en la producción del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa incluye perforación para convertir el acero en un acero de base hueca y laminación por estiramiento (laminación para reducir el grosor de pared y expandir el tubo (laminación para la reducción del grosor de pared-expansión del tubo) y laminación regular). Pueden usarse un molino de mandril, un dispositivo de estiramiento y un molino de tapón para la laminación para la reducción del grosor de pared-expansión del tubo y pueden usarse un dimensionador, una aplanadora ("leeler") y un molino reductor de estiramiento para la laminación regular. Se usan todos los molinos de laminación sin problema.

En la producción del tubo o la tubería de acero según la presente invención, se realiza trabajo en caliente en un intervalo de temperaturas (temperatura de trabajo en caliente) de 700°C a 1.200°C y, además, la temperatura de trabajo en caliente debe ajustarse de tal manera que se obtenga al menos el 35% de área de la fracción de fase austenítica. Tal como se describió anteriormente, la temperatura de trabajo en caliente es importante para ajustar la fracción de fase y proporcionar la deformación requerida a la fase ferrítica. Sin embargo, la reducción de la temperatura para esperar la transformación de la fase austenítica en la perforación no es favorable desde el punto de vista del aumento en la carga de laminación y la degradación de la trabajabilidad en caliente. Por consiguiente, el ajuste de la temperatura de trabajo en caliente descrita a continuación se realiza preferiblemente mediante laminación para la reducción del grosor de pared-expansión del tubo o laminación regular, y más preferiblemente se realiza mediante laminación regular.

Incidentalmente, la microestructura de acero del tubo o la tubería de acero según la presente invención se convierte en una microestructura en la que una fase ferrítica constituye la mayor parte, después de calentarse hasta de 1.100°C a 1.300°C, y la microestructura de acero del acero anteriormente descrito después del calentamiento primario contiene la fase ferrítica. Después de eso, se realiza enfriamiento hasta un intervalo de temperatura de trabajo en caliente de 700°C a 1.200°C y, por tanto, parte de fase ferrítica en la microestructura de acero se transforma en una fase austenítica. Posteriormente, cuando se realiza enfriamiento hasta temperatura ambiente, al menos parte de la fase austenítica transformada a partir de la fase ferrítica se convierte en una microestructura ferrítica-martensítica (puede incluirse la fase austenítica retenida) a través de la transformación de martensita. La fase ferrítica que queda sin transformarse en la fase austenítica permanece después del enfriamiento. Mientras tanto, si se reduce la temperatura de trabajo en caliente, aumenta la fracción de fase austenítica en la fase total y disminuye relativamente la fracción de fase ferrítica en la fase total. Además, en la laminación de la región bifásica de ferrita-austenita, la deformación puede concentrarse selectivamente en la fase ferrítica que tiene una resistencia al calor relativamente baja. La mayor parte o la totalidad de la otra fase austenítica experimenta una transformación en martensita durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente, para convertirse en una microestructura que contiene muchas dislocaciones y tiene alta resistencia y alta tenacidad. Por tanto, no se requiere una gran cantidad de deformación. Es decir, tal como se describió anteriormente, es importante para mejorar la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al alargamiento hacer que los granos de ferrita sean finos. Por tanto, es importante proporcionar la deformación en un intervalo de temperaturas, en el que se reduce la fracción de fase ferrítica, y proporcionar la deformación a la fase ferrítica selectivamente para hacer que los granos de ferrita sean finos.

Tal como se describió anteriormente, la fracción de la fase austenítica en la fase total cuando se proporciona la deformación mediante el trabajo en caliente es importante para obtener características predeterminadas. Específicamente, es preferible proporcionar la deformación en el intervalo de temperaturas en el que se reduce la

fracción de fase ferrítica. Por consiguiente, es preferible examinar de antemano la fracción de fase austenítica en el trabajo en caliente antes de la fabricación y determinar la temperatura de trabajo basándose en este resultado de examen. El examen puede realizarse mediante el siguiente método.

- 5 Se prepara una pequeña muestra de un acero que tiene una composición química predeterminada. Después de realizar calentamiento hasta una temperatura equivalente al horno, se realiza enfriamiento hasta de 1.200°C a 700°C correspondiente a la temperatura de trabajo en caliente a una velocidad de enfriamiento (de 0,2°C/s a 1,5°C/s, basado en la temperatura central de grosor de pared) correspondiente al reposo en frío en la fabricación del producto. Posteriormente, se congela la microestructura mediante templado y después pulido especular, se realiza corrosión con el reactivo Villera (1 g de ácido pícrico, 5 ml de ácido clorhídrico, 100 ml de etanol). Se mide la fracción de fase ferrítica, se resta la fracción de fase ferrítica (%) de la microestructura total que se supone que es el 100% y se especifica que la fracción restante (%) es la fracción de fase austenítica a la temperatura de trabajo en caliente.

- 15 Tal como se describió anteriormente, con el fin de proporcionar selectivamente la deformación a la fase ferrítica y hacer que los granos sean finos, es necesario realizar el trabajo en caliente mientras se reduce la temperatura de trabajo en caliente hasta que se obtenga al menos el 35% de área de fase austenítica de la manera anteriormente descrita.

- 20 Además, después de realizar el trabajo en caliente, se realiza templado, templado y revenido, o un tratamiento térmico en disolución como tratamiento térmico en una región bifásica de austenita y ferrita. El crecimiento de grano se produce manteniendo a una alta temperatura de 1.150°C o mayor. Sin embargo, el tratamiento térmico en este caso se realiza a menos de 1.150°C y, por tanto, en este tratamiento térmico puede realizarse el control a una temperatura a la que no se facilita la recuperación del crecimiento de grano junto con un aumento en la fracción de fase ferrítica, de modo que los granos de ferrita que se ha hecho que sean finos se mantienen en la etapa de producto y pueden obtenerse una tenacidad a baja temperatura y una resistencia al alargamiento altas.

Ejemplos

- 30 Se prepararon aceros fundidos que tenían las composiciones químicas mostradas en la tabla 1 mediante un convertidor, se sometieron a colada para dar planchas (grosor de plancha: 260 mm) mediante un procedimiento de colada continua y se convirtieron en aceros que tenían un diámetro de 230 mm mediante laminación con calibrador. Se colocaron estos aceros en un horno de calentamiento y se calentaron hasta 1.250°C. Después de eso, se produjeron aceros de base hueca usando un perforador. Posteriormente, se obtuvieron tubos o tuberías sin costura de acero inoxidable de pared gruesa realizando laminación por estiramiento y enfriamiento, en los que se especificó que la temperatura de trabajo en caliente en el aparato de laminación regular para la laminación por estiramiento era la temperatura mostrada en la tabla 2. A este respecto, en la producción, se especificó que la reducción acumulada en el área era del 70% y especificó que el grosor de pared final era de 16 mm. Además, la tabla 2 muestra el contenido de la fase austenítica (fracción γ) a la temperatura de trabajo en caliente.

- 40 Se sometieron los tubos o las tuberías sin costura de acero inoxidable de pared gruesa resultantes a un tratamiento de templado y revenido a una temperatura de templado (Q1) y una temperatura de revenido (T1) mostradas en la tabla 2.

- 45 Además, se tomó una probeta de ensayo de cada tubo o tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa después del tratamiento térmico para observar las microestructuras en la dirección circunferencial y la dirección longitudinal desde la parte central de grosor de pared del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa, y se midieron la fracción de fases y el área de granos de ferrita. Además, se examinaron la tenacidad a baja temperatura y la resistencia al alargamiento usando la probeta de ensayo.

- 50 (1) Observación de microestructura

- Se tomó una probeta de ensayo para la observación de microestructura de la parte central de grosor del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa resultante. Se sometieron una sección transversal ortogonal a la dirección de laminación (sección transversal C) y una sección transversal paralela a la dirección de laminación (sección transversal L) a pulido electroquímico y se observó la microestructura con SEM y SEM-EDX (intervalo de medición: de 100 × 100 μm a 1.000 × 1.000 μm). Se examinó la partición de elementos de los elementos de formación de fase ferrítica y los elementos de formación de fase austenítica con SEM-EDX, y se midió la fracción de fase ferrítica. Después de eso, se sometieron las proximidades de la misma parte a observación por EBSD con el intervalo de medición: de 100 × 100 μm a 1.000 × 1.000 μm , y se midió la lectura de área de granos de ferrita basándose en el análisis, en la que la desorientación de cristales de 15° o más en el análisis de sólo la parte de fase ferrítica extraída mediante observación con SEM se definió como límite de grano. La tabla 3 muestra los resultados de evaluación basándose en los siguientes criterios. Además, la tabla 3 muestra el contenido de la fase ferrítica (fracción F).

- 65 Con respecto al valor máximo de las áreas de granos de ferrita

⊙: 200 μm^2 o menos

○: 1.000 μm^2 o menos

Δ: 3.000 μm^2 o menos

×: más de 3.000 μm^2

Con respecto al contenido de granos de ferrita que tienen un tamaño de grano específico

⊙: el contenido de granos de ferrita que tienen 100 μm^2 o menos es del 80% o más basado en la fracción de área

○: el contenido de granos de ferrita que tienen 400 μm^2 o menos es del 50% o más basado en la fracción de área

Δ: el contenido de granos de ferrita que tienen 800 μm^2 o menos es del 50% o más basado en la fracción de área

×: el contenido de granos de ferrita que tienen 800 μm^2 o menos no satisface el 50% o más basado en la fracción de área

(2) Ensayo de tracción

Se tomó una probeta de ensayo de tracción de barra redonda (parte paralela de 6 mm de $\phi \times$ GL de 20 mm) del centro de grosor de pared del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa resultante de tal manera que la dirección de laminación concuerda con la dirección de tracción. Se realizó un ensayo de tracción en conformidad con la especificación de la norma JIS Z 2241 y se determinó la resistencia al alargamiento YS. A este respecto, se especificó que la resistencia al alargamiento era la resistencia a un estiramiento del 0,2%.

(3) Ensayo de impacto

Se tomó una barra de ensayo con muescas en V del centro de grosor de pared del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa resultante de tal manera que la dirección ortogonal a la dirección de laminación (dirección C) concuerda con la dirección longitudinal de la barra de ensayo. Se realizó un ensayo de impacto de Charpy en conformidad con la especificación de la norma JIS Z 2242, se midió la energía absorbida a una temperatura de ensayo: -10°C y se evaluó la tenacidad. A este respecto, se especificó que el número de barras de ensayo de cada tubo o tubería era tres, y se especificó que el valor promedio de las mismas era la energía absorbida del tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa en cuestión. El caso en el que la energía absorbida era de 50 J o más se consideró bueno.

[Tabla 1] (unidad: % en masa)

Acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Al	Cu, W, REM	Nb, Ti, Zr	Ca, B	N	O
A	<u>0,016</u>	0,21	0,26	0,02	0,002	16,5	4,4	<u>1,7</u>	0,034	0,02	Cu: 0,95 W: 1,00	Nb: 0,092 Ti: 0,02	Ca: 0,002 B: 0,001	0,028	0,0030
B	0,031	0,22	0,26	0,01	0,001	<u>15,1</u>	4,4	<u>1,7</u>	0,055	0,02	Cu: 0,95 W: 1,01	Nb: 0,095	Ca: 0,001 B: 0,001	0,057	0,0029
C	<u>0,014</u>	0,23	0,26	0,02	0,001	17,6	4,3	2,3	0,046	0,01	Cu: 0,94 W: 0,35	Nb: 0,110	B: 0,005	0,057	0,0030
D	0,034	0,22	0,33	0,02	0,001	16,6	3,9	2,4	0,023	0,01	Cu: 1,01 W: 1,01	Nb: 0,094	Ca: 0,002	0,057	0,0029
E	<u>0,021</u>	0,23	0,32	0,02	0,001	<u>18,8</u>	0,9	<u>1,0</u>	0,083	0,02	Cu: 0,51 W: 1,01	Nb: 0,111	----	0,038	0,0030
F	<u>0,023</u>	0,22	0,33	0,02	0,002	16,9	3,9	2,2	0,037	0,01	Cu: 0,98 W: 0,99	Nb: 0,113 Ti: 0,01	B: 0,002	0,057	0,0030
G	<u>0,021</u>	0,31	0,25	0,01	0,001	17,6	4,1	2,3	0,037	0,02	Cu: <u>0,35</u> W: <u>0,36</u>	Nb: 0,145 Ti: 0,01	Ca: 0,002	0,101	0,0029
H	0,046	0,26	0,33	0,01	0,001	16,3	3,6	2,6	0,035	0,01	Cu: <u>0,35</u> W: <u>0,34</u> REM: 0,001	Nb: 0,095 Zr: 0,014	----	0,037	0,0029
I	0,045	0,25	0,25	0,01	0,001	16,5	3,9	2,8	----	0,01	----	----	----	0,065	0,0030

* Los datos subrayados se encuentran fuera del alcance de la presente invención.

[Tabla 2]

	Acero	Temperatura de trabajo en caliente, °C	Fracción γ , %	Q1, °C	T1, °C	Muestra
Referencia	<u>A</u>	1000	76	930	620	1
Referencia	<u>A</u>	1180	43	930	620	2
Referencia	<u>A</u>	900	79	930	620	3
Referencia	<u>A</u>	700	81	930	620	4
Comparación	<u>A</u>	<u>1250</u>	<u>33</u>	<u>930</u>	620	5
Comparación	<u>B</u>	1000	100	930	620	6
Comparación	<u>B</u>	1200	75	930	620	7
Referencia	<u>C</u>	1000	69	930	620	8
Referencia	<u>C</u>	900	70	930	620	9
Referencia	<u>C</u>	1150	47	930	620	10
Comparación	<u>C</u>	<u>1250</u>	22	930	620	11
Referencia	<u>C</u>	700	71	930	620	12
Invencción	D	1000	64	930	620	13
Invencción	D	900	71	930	620	14
Comparación	D	<u>1210</u>	<u>30</u>	930	620	15
Invencción	D	700	74	930	620	16
Comparación	<u>E</u>	1000	<u>8</u>	930	620	17
Comparación	<u>E</u>	<u>1210</u>	<u>0</u>	930	620	18
Comparación	<u>E</u>	900	<u>5</u>	930	620	19
Referencia	<u>F</u>	1000	70	930	620	20
Referencia	<u>F</u>	1150	46	930	620	21
Referencia	<u>F</u>	900	80	930	620	22
Comparación	<u>F</u>	<u>1210</u>	<u>32</u>	930	620	23
Referencia	<u>F</u>	800	78	930	620	24
Referencia	<u>G</u>	1000	71	930	620	25
Referencia	<u>G</u>	1150	47	930	620	26
Referencia	<u>G</u>	900	71	930	620	27
Comparación	<u>G</u>	<u>1230</u>	<u>31</u>	930	620	28
Referencia	<u>H</u>	1000	66	930	620	29
Referencia	<u>H</u>	1150	46	930	629	30
Referencia	<u>H</u>	900	67	930	620	31
Comparación	<u>H</u>	<u>1210</u>	<u>33</u>	930	620	32
Invencción	I	1000	74	930	620	33
Invencción	I	1150	55	930	620	34
Invencción	I	900	95	930	620	35
Comparación	I	<u>1250</u>	<u>32</u>	930	620	36

* Los datos subrayados se encuentran fuera del intervalo de las condiciones de producción de la presente invención.

5

* “Invencción” se refiere a ejemplos de la invención, “Comparación” se refiere a ejemplos comparativos y “Referencia” se refiere a ejemplos de referencia.[Tabla 3]

ES 2 927 150 T3

	Muestra	YS, MPa	vE ₋₁₀ , J	Fracción F, %	Valor máximo de áreas de granos de ferrita (secciones transversales L y C)	Contenido de granos de ferrita que tienen un tamaño de grano específico (secciones transversales L y C)
Referencia	1	777	68	25	○	Δ
Referencia	2	773	57	26	Δ	Δ
Referencia	3	788	85	24	⊙	⊙
Referencia	4	785	82	25	⊙	○
Comparación	5	770	<u>43</u>	26	×	×
Comparación	6	865	83	4	⊙	⊙
Comparación	7	863	79	5	⊙	⊙
Referencia	8	770	70	28	○	Δ
Referencia	9	773	79	28	⊙	⊙
Referencia	10	763	56	28	Δ	Δ
Comparación	11	760	<u>32</u>	30	×	×
Referencia	12	770	78	28	⊙	○
Invencción	13	762	63	31	○	Δ
Invencción	14	769	80	30	⊙	⊙
Comparación	15	758	<u>34</u>	32	×	×
Invencción	16	768	77	32	⊙	○
Comparación	17	<u>492</u>	<u>11</u>	95	×	×
Comparación	18	<u>488</u>	<u>9</u>	94	×	×
Comparación	19	<u>493</u>	<u>21</u>	95	×	×
Referencia	20	783	66	23	○	Δ
Referencia	21	779	55	24	Δ	Δ
Referencia	22	789	76	23	⊙	⊙
Comparación	23	776	<u>35</u>	23	×	×
Referencia	24	790	78	23	⊙	⊙
Referencia	25	791	63	22	○	Δ
Referencia	26	788	52	23	Δ	Δ
Referencia	27	793	71	22	⊙	⊙
Comparación	28	786	<u>23</u>	22	×	×
Referencia	29	775	65	25	○	Δ
Referencia	30	771	55	26	Δ	Δ
Referencia	31	780	73	25	⊙	⊙
Comparación	32	767	<u>42</u>	26	×	×
Invencción	33	785	68	21	○	Δ
Invencción	34	782	65	22	○	Δ
Invencción	35	792	76	21	⊙	⊙
Comparación	36	777	<u>33</u>	21	×	×

* Los resultados subrayados no son buenos.

* “Invencción” se refiere a ejemplos de la invención, “Comparación” se refiere a ejemplos comparativos y “Referencia” se refiere a ejemplos de referencia.

5

En cuanto a cada tubo o tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa que tiene la microestructura especificada en la presente invención (en este caso, denominado presente ejemplo), puede hacerse que la fase ferrítica sea fina incluso en la posición central de grosor de pared, y la tenacidad se mejora considerablemente de tal

manera que la energía absorbida es de 50 J o más a una temperatura de ensayo: -10°C a pesar de la alta resistencia de la resistencia al alargamiento: 654 MPa o más. Por otro lado, el tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa que tiene la microestructura fuera del alcance de la presente invención (en este caso, denominado ejemplo comparativo) no satisface al menos uno del valor máximo de áreas de grano de ferrita de 3.000 μm^2 o menos y el contenido de granos de ferrita que tienen áreas de 800 μm^2 o menos del 50% o más basado en la fracción de área y, por tanto, no pueden garantizarse la resistencia y la tenacidad predeterminadas. Además, las que tienen la composición química fuera del intervalo especificado no pueden garantizar la resistencia a la corrosión (aunque no hay fecha de la resistencia a la corrosión en la tabla, las muestras n.ºs 6 y 7 que tienen un contenido en Cr fuera del alcance de la presente invención presentan una escasa resistencia a la corrosión), la resistencia ni la tenacidad.

5

10

REIVINDICACIONES

1. Tubo o tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia que tiene un grosor de pared de 12,7 mm o más y menos de 100 mm, una excelente tenacidad a baja temperatura de energía absorbida de 50 J o más a una temperatura de ensayo de -10°C en el ensayo de impacto de Charpy en la posición central de grosor de pared y una resistencia al alargamiento de 654 MPa o más,
 5
 10
 15
 20
 25
 30
 35
 40
 45
 50
 55
 60
 65
 caracterizado por comprender una composición química que contiene, basado en porcentaje en masa, Cr: del 15,5% al 18,0%, C: del 0,030 al 0,050%, Si: el 1,00% o menos, Mn: del 0,20% al 1,80%, Ni: del 1,5% al 5,0%, Mo: del 2,0% al 3,5%, N: del 0,01% al 0,15%, O: el 0,006% o menos, P: el 0,03% o menos, S: el 0,005% o menos, opcionalmente V: del 0,02% al 0,20%, opcionalmente al menos un grupo seleccionado del grupo A al grupo D a continuación,
 Grupo A: Al: del 0,002% al 0,050%
 Grupo B: al menos uno seleccionado de Cu: del 0,8% al 3,5%, W: del 0,5% al 3,5% y REM: el 0,3% o menos
 Grupo C: al menos uno seleccionado de Nb: el 0,2% o menos, Ti: el 0,3% o menos y Zr: el 0,2% o menos
 Grupo D: al menos uno seleccionado de Ca: el 0,01% o menos y B: el 0,01% o menos, y
 el resto se compone de Fe e impurezas incidentales, y
 una microestructura de acero que contiene una fase ferrítica en una fracción de área del 20% o más, una fase martensítica en una fracción de área del 50% al 80%, una fase austenítica en una fracción de área del 15% o menos, y la fase ferrítica, la fase martensítica y la fase austenítica constituyen una fracción de área del 100%,
 en el que el valor máximo de las áreas de los granos de ferrita en las microestructuras de acero en una sección transversal de dirección circunferencial y una sección transversal de dirección L (dirección de laminación) del tubo o la tubería de acero es de 3.000 μm^2 o menos y el contenido de granos de ferrita que tienen áreas de 800 μm^2 o menos es del 50% o más basado en la fracción de área, en el que cuando están presentes granos de ferrita adyacentes en la microestructura de acero y la desorientación de cristales entre un grano de ferrita y otro grano de ferrita es de 15° o más, se supone que los granos adyacentes son granos diferentes uno de otro, refiriéndose la sección transversal de dirección circunferencial y la sección transversal de dirección L del tubo o la tubería de acero a una parte central de grosor de pared en un centro en la dirección de laminación del tubo o la tubería de acero.
2. Tubo o tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia según la reivindicación 1, caracterizado porque la composición química contiene, basado en porcentaje en masa, V: del 0,02% al 0,20%.
3. Tubo o tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia según la reivindicación 2, caracterizado porque la composición química contiene, basado en porcentaje en masa, al menos un grupo seleccionado del grupo A al grupo D a continuación,
 Grupo A: Al: del 0,002% al 0,050%
 Grupo B: al menos uno seleccionado de Cu: el 0,8% o más y el 3,5% o menos, W: el 0,5% o más y el 3,5% o menos y REM: el 0,001% o más y el 0,3% o menos
 Grupo C: al menos uno seleccionado de Nb: el 0,03% o más y el 0,2% o menos, Ti: el 0,03% o más y el 0,3% o menos y Zr: el 0,03% o más y el 0,2% o menos
 Grupo D: al menos uno seleccionado de Ca: el 0,0005% o más y el 0,01% o menos y B: el 0,0005% o más y el 0,01% o menos.
4. Tubo o tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, caracterizado porque el valor máximo de las áreas de los granos de ferrita en las microestructuras de acero en una sección transversal de dirección circunferencial y una sección transversal de dirección L (dirección de laminación) del tubo o la tubería de acero es de 1.000 μm^2 o menos y el contenido de granos de ferrita que tienen áreas de 400 μm^2 o menos es del 50% o más basado en la fracción de área.
5. Método para fabricar el tubo o la tubería sin costura de acero inoxidable de pared gruesa de alta resistencia según la reivindicación 1, caracterizado por comprender las etapas de calentar un acero hasta una temperatura de 1.100°C a 1.300°C, realizar la perforación del acero para producir un acero de base hueca,

- 5 someter el acero de base hueca a laminación por estiramiento, en el que la temperatura de trabajo en caliente de la laminación por estiramiento es de 700°C a 1.200°C, y la microestructura de acero del acero de base hueca a la temperatura de trabajo en caliente contiene el 35% o más de austenita basado en la fracción de área determinado tal como se indica en la descripción, y después del trabajo en caliente, realizar el templado, o el templado y revenido, o un tratamiento térmico en disolución como tratamiento térmico en la región bifásica de austenita y ferrita a una temperatura inferior a 1.150°C, refiriéndose la temperatura de trabajo en caliente y la temperatura de tratamiento térmico a una temperatura central de grosor de pared.