

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 635 239**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/48	(2006.01)
C21D 8/10	(2006.01)	C22C 38/50	(2006.01)
C21D 9/08	(2006.01)		
C22C 38/58	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)		
C22C 38/06	(2006.01)		
C22C 38/42	(2006.01)		
C22C 38/44	(2006.01)		
C22C 38/46	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **10.04.2013 PCT/JP2013/060828**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **31.10.2013 WO13161567**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **10.04.2013 E 13781239 (2)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **14.06.2017 EP 2843072**

54 Título: **Tubería de acero sin soldadura y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

27.04.2012 JP 2012103838

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

03.10.2017

73 Titular/es:

**NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome
Chiyoda-ku, Tokyo 100-8071, JP**

72 Inventor/es:

**UEDA, YUKIMASA y
ARAI, YUJI**

74 Agente/Representante:

PONS ARIÑO, Ángel

ES 2 635 239 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 sin soldadura y método de fabricación de la misma

Área técnica

5 La presente invención hace referencia a una tubería de acero sin soldadura y a un método de producción de la misma.

Antecedentes del arte

10 Los pozos de petróleo y los pozos de gas en tierra y en áreas marítimas de poca profundidad se han estado agotando en los últimos años. Por esa razón, se han desarrollado pozos de petróleo submarinos y pozos de gas submarinos (de aquí en adelante un pozo de petróleo submarino y un pozo de gas submarino se denominan de forma conjunta como "pozo de petróleo submarino") en aguas profundas.

15 En los pozos de petróleo submarinos, una tubería de producción y una tubería ascendente se disponen desde una boca del pozo dispuesta sobre el fondo marino hasta una plataforma marina. Un fluido de producción que contiene petróleo crudo o gas natural es transportado desde el pozo de petróleo submarino hasta la plataforma, a través de la tubería de producción o de la tubería ascendente. Como tubería de producción se hace referencia a una canalización situada a lo largo de los accidentes geográficos de la superficie terrestre o la superficie del fondo marino. Como tubería ascendente se hace referencia a una canalización dispuesta de tal manera que asciende en la dirección de la plataforma (en otras palabras, en dirección ascendente) desde la superficie del fondo marino.

20 El fluido de producción que fluye en las tuberías de acero que conforman estas canalizaciones (tubería de producción y tubería ascendente) presenta una alta presión. Además, en el caso de una detención de la operativa, la presión del agua del mar actúa sobre la tubería de producción y sobre la tubería ascendente desde el exterior. Aún más, una tensión repetitiva también es aplicada a la tubería de producción y a la tubería ascendente debida al oleaje y la corriente marina. Por esa razón, es necesario una tubería de acero de alta resistencia con una pared gruesa para canalizaciones tal como las mencionadas tubería de producción y tubería ascendente.

25 Sin embargo, cuando una tubería de acero presenta un aumento en el grosor de su pared y en su resistencia, dicha tubería de acero presenta una tenacidad reducida y de ahí que se ocasiona fácilmente rotura por fragilidad. Por esa razón, se requiere que la tubería de acero de alta resistencia con una pared gruesa tenga una excelente tenacidad.

30 De esta forma, se requiere que una tubería de acero con una pared gruesa para una canalización submarina tenga una alta resistencia y una alta tenacidad. Una tubería de acero soldada tiene una parte soldada (parte de costura de soldadura) en dirección longitudinal, y por tanto la parte soldada tiene una tenacidad inferior que un material base. Por esa razón, una tubería de acero sin soldadura es más adecuada para una canalización submarina que las tuberías de acero soldadas.

35 El documento JP9-287028A (referencia de Patente 1) propone un método para la producción de una tubería de acero sin soldadura. En la referencia de patente 1, una tubería de acero sin soldadura producida mediante laminado en caliente se enfría a una temperatura no superior a un punto de transformación A_{13} a una velocidad de enfriamiento no inferior a $80^{\circ}\text{C}/\text{min}$, y a continuación se sometió a temple y revenido. Se describe que una tubería de acero sin soldadura producida por el método de producción de la referencia de Patente 1, presenta granos finos de cristal y de ahí una alta resistencia y alta tenacidad.

40 El documento JP 2010-242222 divulga que una tubería de acero sin soldadura de pared gruesa para una canalización que presenta una alta resistencia, alta tenacidad y un grosor de 30-50 mm comprende, en peso, 0,03-0,08% de C, $\leq 0,15\%$ de Si, 0,3-2,5% de Mn, 0,001-0,10% de Al, 0,02-1,0% de Cr, 0,02-1,2% de Mo, 0,004-0,010% de Ti, 0,002-0,008% de N, 0,0002-0,005% en total de al menos uno de Ca, Mg y REM, y el resto Fe e impurezas.

45 El documento JP 2000-219914 divulga un método en el que una palanquilla con la composición de acero compuesta, en porcentaje en peso, por 0,15-0,45% de C, 0,1-1,5% de Si, 0,1-2,5% de Mn, $\leq 0,03\%$ de P, $\leq 0,005\%$ de S, 0,001-0,1% de sol. Al, 0,1-1,5% de Cr, 0-1,0% de Mo, $\leq 0,0070\%$ de N, 0-0,15% de V, 0-0,0030% de B, 0-A% de Ti, en donde $A=3,4 \times N(\%)$, y además, 0,005-0,012% de Nb y el resto Fe con impurezas inevitables, es punzonado y laminado en estado caliente.

Divulgación de la invención

50 Sin embargo, en el caso en que, por ejemplo, una tubería de acero sin soldadura de pared gruesa con un grosor de pared no inferior a 50 mm sea producida mediante el método divulgado en la referencia de patente 1, la tubería de acero sin soldadura podría ser modificada y presentar una tenacidad reducida. Para aumentar la resistencia, es

efectivo el Nb, pero en el caso en que una tubería de acero sin soldadura contenga Nb, la tubería de acero sin soldadura podría tener tenacidad reducida en una parte cercana a la superficie, y la dispersión de tenacidad entre una parte cercana a la superficie y una parte central de un grosor de pared podría llegar a ser grande.

5 Un objeto de la presente invención es proporcionar una tubería de acero sin soldadura que presenta una alta resistencia y una alta tenacidad, incluso si tiene una pared gruesa.

Una tubería sin soldadura de acuerdo con la presente invención consiste en: en % en peso, C: 0,03 a 0,08%, Si: no más de 0,25%, Mn: 0,3 a 2,0%, P: no más de 0,05%, S: no más de 0,005%, Al: 0,001 a 0,10%, Cr: 0,02 a 1,0%, Ni: 0,02 a 1,0%, Mo: 0,02 a 0,8%, N: 0,002 a 0,008%, Ca: 0,0005 a 0,005%, Nb: 0,01 a 0,1%, y opcionalmente Ti: no más de 0,010%, Cu: no más de 1,0%, y/o V: no más de 0,1%, siendo el resto Fe e impurezas, y presenta un grosor de pared no inferior a 50 mm. Además, en una sección transversal perpendicular a una dirección axial de la tubería de acero sin soldadura, un tamaño de grano de cristal medio de los granos de austenita primaria en una parte cercana a la superficie es menor de 80 μm , donde la parte cercana a la superficie es de un área de 500 μm X 500 μm centrada en una posición de una profundidad de 2 mm desde la superficie, y la diferencia entre el tamaño medio del grano de cristal de los granos de austenita primaria en la parte cercana a la superficie y un tamaño medio de grano de cristal en la parte central de un grosor de pared en dicha sección es inferior a 50 μm , donde la parte central es un área de 500 μm X 500 μm centrada en una posición central del grosor de pared de la tubería de acero sin soldadura.

Un método para la producción de la tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente invención comprende: una etapa de calentamiento de un material de partida que consta de: en % en peso, C: 0,03 a 0,08%, Si: no más de 0,25%, Mn: 0,3 a 2,0%, P: no más de 0,05%, S: no más de 0,005%, Al: 0,001 a 0,10%, Cr: 0,02 a 1,0%, Ni: 0,02 a 1,0%, Mo: 0,02 a 0,8%, N: 0,002 a 0,008%, Ca: 0,0005 a 0,005%, Nb: 0,01 a 0,1%, y opcionalmente Ti: no más de 0,010% Cu: no más de 1,0%, y/o V: no más de 0,1%, siendo el resto Fe e impurezas; a continuación, una etapa de trabajo en caliente del material de partida calentado hasta producir, a partir del mismo, una tubería de material con un grosor de pared no inferior a 50 mm; a continuación, una etapa de enfriamiento de la tubería de material trabajada en caliente de forma acelerada, a una velocidad no inferior a 100°C/min, de una temperatura de temple no inferior al punto A_{r3} , hasta una temperatura de detención del enfriamiento de no más del punto A_{r1} ; a continuación, una etapa de recalentamiento de la tubería de material enfriada de forma acelerada, y después una etapa de homogeneización de la tubería de material de 990 a 1100°C; después, una etapa de enfriamiento rápido de la tubería de material homogeneizada, hasta templar de este modo la tubería de material; y entonces una etapa de revenido de la tubería de material templado a una temperatura de revenido no superior al punto A_{c1} .

La tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización presenta una excelente resistencia y excelente tenacidad, incluso si ésta presenta una pared gruesa.

Breve descripción de los dibujos

35 [Figura 1] La Figura 1 es un gráfico que muestra una relación entre un tamaño de grano de cristal medio y una temperatura de recalentamiento, cuando el acero con una composición química de la presente invención se calienta a diversas temperaturas, a 5°C/min después del temple del acero.

[Figura 2] La Figura 2 es un diagrama de diseño que muestra un ejemplo de un equipo de producción de una tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización.

40 [Figura 3] La Figura 3 es un diagrama de flujo que muestra un ejemplo de un método para producir una tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización.

Mejor modo de realizar la invención

De aquí en adelante, una realización de la presente invención será descrita en detalle en referencia a los dibujos. Las mismas partes o partes equivalentes en los dibujos serán indicadas por los mismo símbolos de referencia y sus descripciones no se repetirán. De aquí en adelante, un porcentaje (%) que hace referencia a un elemento significa "un % en peso".

Los presentes inventores han completado una tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente invención en base a los siguientes descubrimientos.

50 En una tubería de acero sin soldadura que tiene una pared gruesa no inferior a 50 mm, el Nb se combina con carbono para formar NbC, aumentando de este modo la resistencia del acero. Por tanto, para producir una tubería de acero sin soldadura con una pared gruesa y con una elevada resistencia, especialmente, una resistencia no inferior a la clase X 80 (límite de elasticidad no es inferior a 551 MPa), especificada según el estándar del API (Siglas en inglés del Instituto Americano del petróleo), la tubería de acero sin soldadura contiene preferiblemente Nb.

Sin embargo, en el caso en que se produzca una tubería de acero sin soldadura con una pared gruesa y que contenga Nb, existen casos en los que: un grano de austenita primaria (de aquí en adelante denominado como "grano γ primario") después del temple y el revenido podría no ser fino; y un grano γ primario en una parte cercana a la superficie, en particular, podría convertirse en un grano grueso. Aquí, la parte cercana a la superficie hace referencia a un área de una profundidad de 1 a 3 mm desde la superficie de la tubería de acero sin soldadura.

La razón por la que el grano γ primario se convierte en un grano grueso en la tubería de acero sin soldadura que tiene una pared gruesa y que contiene Nb (de aquí en adelante denominada como "tubería de pared gruesa de Nb"), es porque el NbC inhibe el crecimiento de un grano γ con forma granular en la transformación inversa cuando el grano γ es recalentado. Este punto será descrito en detalle a continuación.

Cuando una tubería de pared gruesa de Nb trabajada en caliente se somete a temple y se recalienta a continuación, la tubería de pared gruesa de Nb que está siendo recalentada presenta granos γ aciculares en la transformación inversa, y granos γ con forma granular en la transformación inversa producidos en la parte cercana a la superficie de la misma. Aquí, γ en la transformación inversa hace referencia a un γ producido durante el calentamiento. A continuación, las orientaciones de los cristales de los granos γ aciculares en la transformación inversa y las orientaciones de los cristales de los granos γ con forma granular en la transformación inversa fueron medidos mediante un método por EBSD (siglas en inglés para Difracción de electrones por retrodispersión). Como resultado, se observó que las orientaciones de los cristales de una pluralidad de granos γ aciculares en la transformación inversa producidos en el mismo grano γ primario, eran iguales entre sí. Por otro lado, las orientaciones de los cristales de los granos γ con forma granular en la transformación inversa eran diferentes de las de los granos γ aciculares en la transformación inversa.

A partir de este resultado, se supone lo siguiente. La pluralidad de granos γ aciculares en la transformación inversa tienen la misma orientación de los cristales y por tanto crecen y se enlazan entre sí con facilidad. En este caso, se forman granos γ gruesos. Por otro lado, los granos γ con forma granular en la transformación inversa presentan orientaciones de los cristales diferentes a las de los granos γ aciculares en la transformación inversa, y por tanto son difíciles de enlazar con los granos γ aciculares en la transformación inversa. Por esta razón, cuanto más se producen granos γ con forma granular en la transformación inversa, más granos γ finos se forman.

El NbC desarrolla un efecto "pinning" (anclaje) en el proceso de recalentamiento e inhibe el crecimiento de los granos γ con forma granular en la transformación inversa. Por esta razón, en el proceso de recalentamiento, la tasa de granos γ aciculares en la transformación inversa aumenta. Como resultado, los granos γ primarios se convierten fácilmente en granos gruesos en la parte cercana a la superficie de la tubería de pared gruesa de Nb después del revenido.

Cuando los granos γ primarios se convierten en granos gruesos, la tenacidad se reduce. Además, en el caso de una tubería de pared gruesa, las variaciones en el tamaño de grano del grano γ primario se generan en una parte central de un grosor de pared y en la parte cercana a la superficie, lo que causa por tanto también variaciones en la tenacidad.

Por tanto, en la tubería de pared gruesa de Nb, afinando los tamaños de grano de los granos γ primarios en la parte central del grosor de la pared y en la parte cercana a la superficie, para de este modo reducir las variaciones, la tubería de pared gruesa puede tener una excelente resistencia y una excelente tenacidad. Específicamente, un tamaño medio del grano de cristal, de los granos γ primarios en la parte cercana a la superficie, es inferior a 80 μm y la diferencia en el tamaño del grano de cristal medio de los granos γ primarios entre la parte cercana a la superficie y la parte central del grosor de pared, es inferior a 50 μm , lo que por tanto puede hacer que la tubería de pared gruesa tenga una excelente resistencia y una excelente tenacidad, y pueda evitar las variaciones en la tenacidad en la parte cercana a la superficie y en la parte central del grosor de la pared.

Para evitar que los granos γ primarios en la parte cercana a la superficie de la tubería de pared gruesa de Nb se vean engrosados, la temperatura de calentamiento cuando la tubería de pared gruesa de Nb es recalentada es de 990°C a 1100°C. La Figura 1 es un gráfico que muestra una relación entre un tamaño medio del grano de cristal y una temperatura de recalentamiento cuando el acero con una composición química de la presente realización, que contiene Nb, es calentado a varias temperaturas después del temple. La Figura 1 se obtuvo mediante el siguiente método.

Se obtuvo un bloque paralelepípedo rectangular del acero cuya composición química se encuentra dentro de la composición química descrita anteriormente, mediante el mismo método de producción que en el Ejemplo 1 que será descrito más adelante. Se tomó una pequeña muestra de ensayo cilíndrica (diámetro: 3 mm, altura: 10 mm) del bloque. La muestra de ensayo se homogeneizó a 1200°C durante 5 minutos y a continuación se enfrió rápidamente a temperatura ambiente, y posteriormente se calentó a una temperatura entre 950°C y 1200°C. La muestra de ensayo se homogeneizó a cada temperatura durante 5 minutos y a continuación se enfrió de nuevo rápidamente a

temperatura ambiente. La velocidad de calentamiento fue de 5°C/min, correspondiente a la velocidad de calentamiento cuando la tubería de acero de pared gruesa se calienta en un horno de calentamiento.

5 Se obtuvo un tamaño medio de grano (μm) de los granos γ primarios después del tratamiento con calor, en base a un método para la medición del tamaño medio del grano de cristal que será descrito más adelante. La Figura 1 se obtuvo mediante el uso de los tamaños medios del grano de cristal obtenidos.

10 En referencia a la Figura 1, a medida que la temperatura de recalentamiento se vuelve más elevada a partir de 950°C, el tamaño de grano medio se reduce. En el conocimiento habitual técnico general, cuando se incrementa la temperatura de calentamiento, un grano de cristal crece para volverse grueso. Por tanto, en la tubería de pared gruesa de Nb se generó un fenómeno diferente del conocimiento habitual técnico convencional. En el caso en que la temperatura de recalentamiento fue de 990°C a 1100°C, el tamaño del grano de cristal de los granos γ primarios se mantuvo pequeña, por lo cual los granos γ primarios fueron afinados. Por otro lado, cuando la temperatura de recalentamiento fue superior a 1100°C, los granos γ primarios fueron engrosados nuevamente.

15 El fenómeno que se muestra en la Figura 1 es específico a la tubería de pared gruesa de Nb y puede suponerse la siguiente razón. En el caso en el que la temperatura de recalentamiento es menor de 990°C, el NbC inhibe el crecimiento de los granos γ con forma granular en la transformación inversa en el proceso de recalentamiento. Por esta razón, la velocidad de los granos γ aciculares en la transformación inversa es incrementada y por tanto los granos γ aciculares en la transformación inversa se enlazan entre sí para engrosar, de este modo, los granos γ primarios después del revenido.

20 Por otro lado, en el caso en que la temperatura de recalentamiento es de 990 a 1100°C, el NbC se disuelve en el proceso de recalentamiento. Por esa razón, los granos γ con forma granular en la transformación inversa se producen y crecen. Como resultado, los granos γ primarios después del revenido se vuelven finos. Además, la diferencia en el tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios entre la parte cercana a la superficie y la parte central del grosor de la pared se vuelve pequeña, lo que produce una excelente tenacidad. Además, el NbC disuelto se precipita nuevamente finamente después del revenido. Por esa razón, puede también obtenerse una alta resistencia.

25 Cuando la temperatura de recalentamiento se incrementa más aún y es mayor a 1100°C, los granos γ afinados crecen. Como resultado, los granos γ primarios se engrosan después del revenido.

30 Una tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización se completó en base a los descubrimientos descritos anteriormente. Lo detalles de la tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización se describirán a continuación.

Composición química

La composición química de la tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización contiene los siguientes elementos.

C: 0,03 a 0,08%

35 El carbono (C) aumenta la resistencia del acero. Sin embargo, cuando un contenido en C es excesivamente elevado, la tenacidad del acero disminuye. Por tanto, el contenido en C es de 0,03 a 0,08%.

Si: no más de 0,25%

40 El silicio (Si) no se añade únicamente con la finalidad de la desoxidación del acero, sino que además contribuye a aumentar su fuerza y a aumentar su resistencia al reblandecimiento cuando se somete a revenido. Sin embargo, cuando un contenido en Si es excesivamente alto, la tenacidad del acero disminuye. Por tanto, el contenido en Si no es superior a 0,25%. Un límite inferior preferido del contenido en Si es del 0,05%.

Mn: 0,3 a 2,0%

45 El Manganeso (Mn) aumenta la templabilidad del acero. Por esa razón, el Mn puede aumentar la resistencia de la parte central del grosor de la pared. Sin embargo, cuando el contenido en Mn es excesivamente elevado, la tenacidad del acero se ve reducida. Por tanto, el contenido en Mn es de 0,3 a 2,0%. Un límite inferior preferido del contenido en Mn es de más del 0,3%, más preferiblemente 0,5%, y aún más preferiblemente 1,0%.

P: no más de 0,05%

El Fosfato (P) es una impureza. El P reduce la tenacidad del acero. Por tanto, es preferible que un contenido en P sea inferior. El contenido en P no es de más de un 0,05%. Un contenido en P preferido no es superior a un 0,02%, y más preferiblemente no superior a un 0,01%.

S: no más de 0,005%

- 5 El azufre (S) es una impureza. El S reduce la tenacidad del acero. Por tanto, es preferible que un contenido en S sea inferior. El contenido en S no es superior a un 0,005%. Un contenido en S preferido no es de más de un 0,003%, y más preferiblemente no más de 0,001%.

Al: 0,001 a 0,10%

- 10 Un contenido en aluminio (Al) en la presente invención significa un contenido en Al soluble en ácido (el denominado Al Sol.). El Al desoxida el acero. Sin embargo, cuando el contenido de Al es excesivamente alto, se forma una inclusión de tipo clúster (agrupaciones de átomos) que reduce de ese modo la tenacidad del acero. Por tanto, el contenido de Al es de 0,001 a 0,10%. Un límite inferior preferido del Al es superior al 0,001%, y más preferiblemente de 0,01%. Un límite superior de Al preferible es inferior a 0,10%, y más preferiblemente de 0,07%.

Cr: 0,02 a 1,0%

- 15 El cromo (Cr) aumenta la templabilidad del acero e incrementa la resistencia del acero. Sin embargo, cuando un contenido en Cr es excesivamente alto, la tenacidad del acero se ve reducida. Por tanto, el contenido en Cr es de 0,02 a 1,0%. Un límite inferior preferido del contenido en Cr es superior al 0,02%, y más preferiblemente del 0,1%. Un límite superior preferible del contenido de Cr es menor del 1,0%, y más preferiblemente del 0,8%.

Ni: 0,02 a 1,0%

- 20 El níquel (Ni) aumenta la templabilidad del acero y aumenta la resistencia del acero. Sin embargo, cuando un contenido en Ni es excesivamente elevado, el efecto del Ni se satura. Por tanto, el contenido en Ni es de un 0,02 a 1,0%. Un límite inferior preferible del contenido en Ni es mayor del 0,02%, y más preferiblemente del 0,1%.

Mo: 0,02 a 0,8%

- 25 El molibdeno (Mo) aumenta la templabilidad del acero y aumenta la resistencia del acero. Sin embargo, cuando un contenido en Mo es excesivamente elevado, la tenacidad del acero se ve reducida. Por tanto, el contenido en Mo es de un 0,02 a 0,8%. Un límite inferior preferible del contenido en Mo es superior al 0,02%, y más preferiblemente al 0,1%. Un límite superior preferible del contenido en Mo es menor al 0,8%, y más preferiblemente al 0,5%.

N: 0,002 a 0,008%

- 30 El nitrógeno (N) se combina con Al, Ti o similares para formar de este modo nitruro. Cuando se contiene una gran cantidad de N, el nitruro se engrosa, lo que produce de este modo un efecto adverso sobre la tenacidad. Por otro lado, cuando un contenido en N es excesivamente bajo, la cantidad de nitruro se vuelve demasiado pequeña, lo que dificulta que se produzca un efecto de inhibición del engrosamiento de los granos de austenita en el momento de la laminación en caliente. Por tanto, el contenido en N es de un 0,002 a un 0,008%. Un límite inferior preferible del contenido en N es superior al 0,002%, y más preferiblemente al 0,004%. Un límite superior preferible del contenido en N es inferior al 0,008%, y más preferiblemente al 0,007%.

Ca: 0,0005 a 0,005%

- 40 El calcio (Ca) desoxida el acero. Además, el Ca se combina con el S en el acero para formar CaS. La producción de CaS inhibe la producción de MnS. En otras palabras, el Ca inhibe la producción del MnS para aumentar de este modo la tenacidad y la resistencia al agrietamiento inducido por hidrógeno (HIC, por sus siglas en inglés) del acero. Sin embargo, cuando un contenido en Ca es excesivamente alto, se forma una inclusión de tipo clúster y por tanto la tenacidad y la resistencia al HIC se ven reducidas.

Nb: 0,01 a 0,1%

- 45 El Niobio (Nb) se combina con C y N en el acero para formar de este modo un carbonitruro de Nb fino, aumentando de este modo la resistencia del acero. Además, el carbonitruro de Nb aumenta la resistencia del acero mediante endurecimiento por dispersión. Sin embargo, cuando un contenido en Nb es excesivamente alto, el carbonitruro de Nb es engrosado lo que reduce de este modo la tenacidad del acero. Por tanto, el contenido en Nb es del 0,01 a 0,1%. Un límite superior preferible del contenido en Nb es inferior al 0,1%, y más preferiblemente inferior al 0,08%.

El resto de la tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente invención es hierro (Fe) e impurezas. Las impurezas descritas aquí hacen referencia a elementos mezclados a partir de minerales y desechos utilizados como materias primas del acero o del entorno o similares, en el proceso de producción.

5 La tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente invención puede contener además Ti, en lugar de una parte de Fe. El Ti no es un elemento esencial sino un elemento selectivo.

Ti: no más del 0,010%

10 El Titanio (Ti) se combina con N en el acero para formar TiN, inhibiendo de ese modo una reducción de la tenacidad en el acero causada por el N disuelto. Además, el TiN fino se dispersa y se precipita para producir de este modo un efecto de inhibición del engrosamiento de los granos de austenita en el momento del proceso de laminación en caliente, mejorando de este modo más aún la tenacidad del acero. Cuando el acero contiene incluso una cantidad pequeña de Ti, el efecto puede producirse. Sin embargo, cuando un contenido en Ti es excesivamente alto, el TiN se ve engrosado y se forma TiC grueso, lo que reduce de este modo la tenacidad del acero. En otras palabras, para dispersar TiN finamente, el contenido de Ti se limita. Por tanto, el contenido en T no es superior al 0,010%. Un límite inferior preferible del contenido en Ti es del 0,001%, y más preferiblemente del 0,004%.

15 La tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización puede contener además una sustancia seleccionada del grupo que consiste en V y Cu en lugar de una parte de Fe. El V y el Cu no son elementos esenciales sino selectivos. Ambos de estos elementos aumentan la resistencia del acero.

V: no más del 0,1%

20 El Vanadio (V) se combina con el C y el N en el acero para formar un carbonitruro fino, aumentando de este modo la resistencia del acero. Cuando el acero contiene incluso una cantidad pequeña de V, el efecto anterior puede producirse. Sin embargo, cuando un contenido en V es excesivamente alto, el carbonitruro de V se ve engrosado, lo que reduce de este modo la tenacidad del acero. Por tanto, el contenido en V no es superior al 0,1%. Un límite inferior preferible del contenido en V es del 0,01%. Un límite superior preferible del contenido en V es menos del 0,1%, y más preferiblemente del 0,08%.

25 Cu: no más del 1,0%

El cobre (Cu) aumenta la templabilidad del acero y aumenta la resistencia del acero. Sin embargo, cuando un contenido en Cu es excesivamente alto, la tenacidad del acero disminuye. Por tanto, el contenido en Cu no es superior al 1,0%. Un límite inferior preferible del contenido en Cu es del 0,1%. Un límite superior preferible del contenido en Cu es inferior al 1,0%, y más preferiblemente al 0,6%.

30 Grosor de la pared

El grosor de la pared de la tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización no es inferior a 50 mm. En otras palabras, la tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización es una tubería de acero de pared gruesa. Un límite superior de un grosor de pared es preferiblemente de 80 mm, y más preferiblemente de 70 mm.

35 Tamaño del grano de austenita primaria (grano γ primario)

40 En la tubería de acero de pared gruesa con un grosor de pared descrito anteriormente, en general, un tamaño del grano del cristal es modificado fácilmente en la parte cercana a la superficie y en la parte central del grosor de pared de la tubería de acero. Sin embargo, en la tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización el tamaño del grano de cristal de los granos γ primarios en la parte cercana a la superficie es inferior a 80 μm , y la diferencia en el tamaño medio de los granos γ primarios entre la parte cercana a la superficie y la parte central del grosor de la pared es menor de 50 μm . Por esa razón, la tubería de acero sin soldadura de acuerdo a la presente realización presenta una excelente tenacidad y puede inhibir las variaciones en la tenacidad entre la parte cercana a la superficie y la parte central del grosor de la pared.

45 Aquí, el tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios en la parte cercana a la superficie puede obtenerse mediante el método siguiente. En un área de medición (500 μm X 500 μm) centrada en una posición de una profundidad de 2 mm desde la superficie (superficie externa o superficie interna) de una sección transversal (sección perpendicular a una dirección axial de la tubería de acero sin soldadura) de la tubería de acero sin soldadura, se miden los tamaños de granos γ primarios (tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios). Los límites de los granos γ primarios se desarrollan mediante el uso de una solución acuosa saturada de ácido picrico. La medición del tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios en el área de medición se realiza en base a un método que se muestra en el estándar JIS G0551 (2005) y un número de tamaño de grano se

transforma en un tamaño medio del grano de cristal y se evalúa el tamaño medio del grano del cristal. Este tamaño medio del grano de cristal se define como un tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios de la parte cercana a la superficie.

5 De igual forma, se selecciona un área de medición (500 μm X 500 μm) centrada en una posición central del grosor de la pared en la sección transversal descrita anteriormente, y se calcula el tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios en el área de medición mediante el mismo método descrito anteriormente. Este tamaño medio del grano de cristal se define como un tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios de la parte central del grosor de pared.

10 En la tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización, se evita que los granos γ primarios de la parte cercana a la superficie se vean engrosados. Por esta razón, la tubería de acero sin soldadura puede mostrar una excelente tenacidad. Además, la tubería de acero sin soldadura puede suprimir la dureza de la parte cercana a la superficie y por tanto puede presentar también una excelente resistencia por maleabilidad. Aún más, la diferencia en el tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios entre la parte cercana a la superficie y la parte central del grosor de pared, es pequeña. Por esa razón, las variaciones en la tenacidad pueden ser reducidas en la parte cercana a la superficie y en la parte central del grosor de pared de la tubería de acero sin soldadura. A este respecto, el tamaño medio del grano de cristal es menor en la parte central del grosor de pared que en la parte cercana a la superficie.

Método de producción

20 Se describirá un ejemplo de un método para la producción de una tubería de acero sin soldadura descrito anteriormente. La tubería de acero sin soldadura descrita anteriormente puede ser producida mediante otro método de producción.

Sistema del equipo

25 La Figura 2 es un diagrama de bloques que muestra un ejemplo de una línea de producción de una tubería de acero sin soldadura para una canalización de acuerdo con la presente realización. En referencia a la Figura 2, la línea de producción incluye un horno de calentamiento 1, una máquina punzonadora 2, un tren laminador de cilindros de estirado 3, un laminador calibrador 4, horno de calentamiento 5 complementario, una unidad de enfriamiento 6 de agua, una unidad de temple 7, y una unidad de revenido 8. Una pluralidad de rodillos de transferencia 10 está dispuesta entre las respectivas unidades. En la Figura 2, la unidad de temple 7 y la unidad de revenido 8 también están incluidas en la línea de producción. Sin embargo, la unidad de temple 7 y la unidad de revenido 8 pueden estar dispuestas independientemente de la línea de producción. En resumen, la unidad de temple 7 y la unidad de revenido 8 pueden estar dispuestas fuera de línea.

Flujo de producción

La Figura 3 es un diagrama de flujo que muestra un proceso de producción de la tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización.

35 En referencia a la Figura 3, en el método de producción de la tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización, en primer lugar, un material de partida se calienta en el horno de calentamiento 1 (S1). El material de partida es, por ejemplo, una palanquilla redonda. El material de partida puede ser producido por una máquina de colada continua tal como una máquina de CC para redondos. Además, el material de partida puede ser producido forjando y empalanquillando un lingote o desbaste plano. En el presente ejemplo, la descripción del método se hará de forma continua asumiendo que el material de partida es una palanquilla redonda. La palanquilla redonda calentada es trabajada en caliente, transformándola de este modo en una tubería material (S2 y S3). La tubería material producida se calienta a una temperatura específica en el horno de calentamiento 5 complementario según se requiera (S4). Entonces, la tubería material se enfría con agua en la unidad de enfriamiento 6 de agua (enfriamiento acelerado: S5). La tubería enfriada con agua se temple mediante la unidad de temple 7 (S6) y a continuación se somete a revenido en la unidad de revenido 8 (S7). La tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente realización es producida por el proceso descrito anteriormente. De aquí en adelante, las etapas respectivas del proceso serán descritas en detalle.

Etapas de calentamiento (S1)

50 En primer lugar, la palanquilla redonda se calienta en el horno de calentamiento 1. Una temperatura preferible de calentamiento es de 1150 a 1280°C. Cuando la temperatura de calentamiento no es inferior a 1150°C, el material de partida tiene una baja resistencia a la deformación en el trabajo en caliente y por tanto es difícil que se genere un defecto. Cuando la temperatura de calentamiento no es superior a 1280°C, pueden reducirse las pérdidas por descascarillado y también se reduce el consumo de combustible. Un límite superior preferible de la temperatura de

calentamiento es de 1200°C. El horno de calentamiento 1 es, por ejemplo, un horno de paso de peregrino o un horno giratorio que es bien conocido.

Etapa de punzonado (S2)

- 5 La palanquilla redonda se extrae del horno de calentamiento. A continuación, la palanquilla redonda calentada es punzonada con rodillos por la máquina punzonadora 2. La máquina punzonadora 2 tiene un par de cilindros oblicuos y un punzón. El punzón está dispuesto entre los cilindros oblicuos. Un tipo de máquina punzonadora 2 preferido es un tipo de máquina punzonadora del tipo de cruzamiento. Esto es debido a que la máquina punzonadora de tipo cruzamiento puede punzonar la palanquilla redonda a una alta velocidad de expansión de la tubería.

Etapa de laminado (S3)

- 10 A continuación, la tubería de material es laminada. Específicamente, la tubería de material es estirada y laminada por el tren laminador de cilindros de estirado 3. El tren laminador de cilindros de estirado 3 incluye una pluralidad de cajas de laminación dispuestas en serie. El tren laminador de cilindros de estirado 3 es, por ejemplo, un laminador de mandril. Posteriormente, la tubería de material estirada y laminada, es calibrada con rodillos calibradores por el laminador calibrador 4 para producir una tubería de acero sin soldadura. El laminador calibrador 4 incluye una pluralidad de cajas de laminación dispuestas en serie. El laminador calibrador 4 es, por ejemplo, un calibrador o un reductor de estirado.

- 15 La temperatura de la superficie de la tubería de material laminada por una caja de laminación dispuesta en un extremo de la pluralidad de cajas de laminación del laminador calibrador 4, se define como una "temperatura de acabado". La temperatura de acabado se mide, por ejemplo, mediante un sensor de temperatura dispuesto en el lado de salida de la caja de laminación dispuesta en un extremo del laminador calibrador 4. Una temperatura de acabado preferible es de 900°C a 1100°C. Para adquirir la temperatura de acabado preferible, un horno de termodifusión puede estar dispuesto entre el tren laminador de cilindros de estirado 3 y el laminador calibrador 4, y puede homogeneizarse la temperatura de la tubería de material estirada y laminada por el tren laminador de cilindros de estirado 3.

25 Etapa de recalentamiento (S4)

- Se realiza una etapa de recalentamiento (S4) según sea necesario. En el caso en que la etapa de recalentamiento no se realice, en la Figura 2, el proceso pasa del paso S3 al paso S5. Además, en el caso en que la etapa de recalentamiento no se realice, en la Figura 3, el horno de calentamiento 5 complementario no se dispone. Por horno de calentamiento complementario se hace referencia a un horno de recalentamiento para mantener una tubería de acero sin soldadura a una temperatura de temple, sin enfriar la tubería de acero sin soldadura.

- 30 La tubería de acero sin soldadura producida se introduce en el horno de calentamiento 5 complementario y se calienta. Este procesamiento puede hacer más uniforme la distribución de los granos γ primarios. La temperatura de calentamiento preferible en el horno de calentamiento 5 complementario es de 900°C a 1100°C. Un tiempo de homogeneización de la temperatura preferible es de no más de 30 minutos. Esto es debido a que cuando el tiempo de homogeneización es demasiado largo, los granos γ primarios podrían engrosarse.

Etapa de enfriamiento acelerado (S5)

- 35 La tubería de material producida en el paso S3 o la tubería de material recalentada en el paso S4 se enfría de forma acelerada. Específicamente, la tubería de material se enfría con agua mediante la unidad de enfriamiento por agua. La temperatura (temperatura de la superficie) de la tubería de material justo antes del enfriamiento con agua no es superior a un punto A_{r3} , y preferiblemente no inferior a 900°C. En el caso en que la temperatura de la tubería de material que aún no se ha enfriado de forma acelerada sea menor del punto A_{r3} , la tubería de material es recalentada mediante el uso de un horno de calentamiento 5 complementario, una unidad de calentamiento por inducción, o similar, para hacer que la temperatura de la tubería de material no sea inferior al punto A_{r3} .

- 45 La velocidad de enfriamiento de la tubería de material cuando la tubería de material se enfría de forma acelerada, no es inferior a 100°C/min y la temperatura de detención del enfriamiento no es superior al punto A_{r1} . La temperatura de enfriamiento con agua preferible es de no más de 450°C.

- 50 En el caso de que la tubería de material no se enfríe de forma acelerada sino que se deje enfriar de forma natural tras la laminación, la baja velocidad de enfriamiento genera como resultado una microestructura que comprende perlita-ferrita gruesa y no homogénea. En este caso, la tubería de material tiene pocos sitios de nucleación de los granos γ en la transformación inversa. Por otro lado, cuando la tubería de material se enfría de forma acelerada según se describe anteriormente, la tubería de material presenta una estructura en fase parental martensitizada o

bainitizada y por tanto densificada, presentando de este modo muchos sitios de nucleación de los granos γ en la transformación inversa.

5 La unidad de enfriamiento con agua 6 se construye, por ejemplo, de la siguiente manera. La unidad de enfriamiento con agua 6 incluye una pluralidad de cilindros giratorios, una sección de flujo laminar de agua, y una sección de flujo de chorro de agua. La pluralidad de cilindros giratorios se dispone en dos filas. La tubería de material está dispuesta entre la pluralidad de cilindros giratorios dispuestos en dos filas. En este momento, los cilindros giratorios dispuestos en las dos filas están en contacto con la parte inferior de la superficie externa de la tubería de material. Cuando los cilindros giratorios se hacen girar, la tubería de material gira alrededor de un eje de la misma. La sección de flujo laminar de agua está dispuesta sobre los cilindros giratorios y vierte agua a la tubería de material desde la parte superior. En este momento, el agua vertida a la tubería de material forma un flujo laminar de agua. La sección de flujo de chorro de agua está dispuesta cerca del extremo de la tubería de material en los cilindros giratorios. La sección de flujo de chorro de agua proyecta un flujo de chorro de agua al interior de la tubería de material desde el extremo de la tubería de material. La superficie exterior y la superficie interior de la tubería de material se enfrían al mismo tiempo por la sección del flujo laminar de agua y por la sección del flujo de chorro de agua. La construcción de la unidad de enfriamiento con agua 6 de este tipo es particularmente adecuada para el enfriamiento, de manera acelerada, de la tubería de acero sin soldadura de pared gruesa de la presente realización, que tiene un grosor de pared no inferior a 50 mm.

20 La unidad de enfriamiento con agua 6 puede ser otra unidad distinta de los cilindros giratorios, la sección de flujo laminar de agua, y la sección de flujo de chorro de agua. La unidad de enfriamiento con agua 6 puede ser, por ejemplo, un tanque de agua. En este caso, la tubería de material producida en la etapa S3 se sumerge en el tanque de agua, enfriándola de este modo. La unidad de enfriamiento con agua 6 puede incluir únicamente la sección de flujo laminar de agua. En resumen, el tipo de unidad de enfriamiento con agua 6 no está limitada a un tipo específico.

Etapa de temple (S6)

25 La tubería de material enfriada con agua por la unidad de enfriamiento con agua 6 es recalentada y sometida a temple (S6). En primer lugar, la tubería de acero sin soldadura es calentada por la unidad de temple 7 (etapa de recalentamiento). La temperatura de recalentamiento en este momento es de 990 a 1100°C. Según se ha descrito anteriormente, en el caso en que la temperatura de recalentamiento es menor de 990°C, el NbC inhibe el crecimiento de los granos γ con forma granular en la transformación inversa, que son eficaces para el afinamiento de los granos γ primarios, por un efecto de pinning. Por esa razón, es difícil afinar los granos γ primarios de un producto, y los granos γ primarios en la parte cercana a la superficie, en particular, son engrosados. Por otro lado, en el caso en que la temperatura de recalentamiento sea mayor de 1100°C, los granos γ primarios del producto se engrosan tanto en la parte cercana a la superficie como en la parte central del grosor de la pared.

35 Cuando la temperatura de recalentamiento es de 990 a 1100°C, el NbC se funde y, el Nb y el C se disuelven. Por esa razón, en el momento de recalentamiento, los granos γ con forma granular en la transformación inversa crecen con facilidad, por lo que se evita que los granos γ primarios del producto se vean engrosados. De esta manera, el tamaño del grano de cristal medio de los granos γ primarios de la parte cercana a la superficie, en particular, es menos de 80 μm , lo que aumenta por tanto la tenacidad. Además, la diferencia en el tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios entre la parte cercana a la superficie y la parte central del grosor de pared es de menos de 50 μm , lo que por tanto inhibe las variaciones en la tenacidad del acero.

La tubería de material calentada se temple mediante enfriamiento (etapa de enfriamiento). Por ejemplo, la tubería de material calentada se temple mediante enfriamiento con agua. Preferiblemente, la temperatura de la tubería de material se enfría a temperatura ambiente. De esta manera, una estructura de fase parental es martensitizada o bainitizada, siendo por tanto densificada.

45 Etapa de revenido (S7)

La tubería de material se somete a revenido. La temperatura de revenido no es superior al punto A_{c1} , preferiblemente de 550 a 700°C. Un tiempo de mantenimiento preferible (tiempo de homogeneización) a la temperatura de revenido es de 10 a 120 minutos. Mediante un procesamiento de revenido, el grado de resistencia de la tubería de acero sin soldadura no es inferior a una clase X 80 en base a los estándares del API, en otras palabras, el límite elástico de la tubería de acero sin soldadura no es inferior a 551 MPa.

A este respecto, en la etapa de revenido, el NbC se precipita nuevamente y por tanto la resistencia del acero es incrementada.

La tubería de acero sin soldadura producida en el proceso de producción descrito anteriormente contiene Nb y por tanto adquiere una resistencia elevada. Además, incluso si el grosor de pared no es inferior a 50 mm, el tamaño

medio del grano de cristal de los granos γ primarios en la parte cercana a la superficie es inferior a 80 μm , y la diferencia en el tamaño medio de los granos γ primarios entre la parte cercana a la superficie y la parte central del grosor de pared llega a ser menor de 50 μm . Por esa razón, la tubería de acero sin soldadura presenta una excelente tenacidad tanto en la parte cercana a la superficie como en la parte central del grosor de la pared, y presenta una pequeña variación en la tenacidad.

Ejemplo 1

Método de examen

Producción del material de ensayo

Una pluralidad de aceros con una composición química que se muestra en la Tabla 1 se fundieron en un horno de fundición al vacío y se produjo un lingote de 180 kg para cada número de acero.

Tabla 1

Número de acero	Composición química (unidad: % en peso, siendo el resto Fe e impurezas)														
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Nb	Ca	Al-sol	N
A	0,059	0,14	1,45	0,012	0,001	0,36	0,30	0,43	0,20	0,051	0,006	-	0,0019	0,028	0,0040
B	0,057	0,15	1,46	0,010	0,001	0,26	0,40	0,25	0,35	0,004	0,050	-	0,0021	0,030	0,0045
C	0,058	0,15	1,46	0,010	0,001	0,26	0,40	0,25	0,35	0,003	-	0,05	0,0021	0,029	0,0046
D	0,060	0,15	1,60	0,011	0,001	-	0,44	0,10	0,35	-	-	0,03	0,0018	0,031	0,0047

Los lingotes producidos se introdujeron en el horno de calentamiento y se homogeneizaron a 1250°C durante 1 hora. Los lingotes extraídos del horno de calentamiento se forjaron en caliente para producir bloques paralelepípedos rectangulares. Los bloques se introdujeron en el horno de calentamiento y se homogeneizaron a 1250°C durante 30 minutos. Se realizó laminación en caliente a los bloques homogeneizados para producir placas gruesas, cada una con un grosor de 53 mm o 60 mm. Todas las temperaturas de acabado en la laminación en caliente para los bloques respectivos fueron de 1050°C. Las placas gruesas producidas se mantuvieron a 950°C durante 5 minutos. A continuación, se llevó a cabo el temple con agua (enfriamiento acelerado) en las placas gruesas de acuerdo con la reivindicación 2.

Después del temple con agua, los materiales de ensayo de los números de ensayo de 1 a 17 se calentaron a las temperaturas de recalentamiento (°C) que se muestran en la Tabla 2. En este momento, todos los materiales de ensayo se calentaron a una velocidad de aumento de temperatura de 5°C/min. El tiempo de homogeneización fue de 5 minutos para todos los materiales de ensayo. Después de la homogeneización, se llevó a cabo el temple con agua en los materiales de ensayo. Se realizó un revenido a 650°C durante 30 minutos a los materiales de ensayo sometidos a temple. De esta manera, se adquirieron los materiales de ensayo.

Tabla 2

Número de ensayo	Número de acero	Grosor de Placa (mm)	Temperatura de Recalentamiento (°C)	Parte central del grosor de pared			Parte cercana a la superficie			Diferencia del tamaño de grano (μm)	Nota
				Límite de elasticidad (MPa)	Energía absorbida (J)	Tamaño medio de grano de cristal (μm)	Dureza Vickers (HV)	Energía absorbida (J)	Tamaño medio de grano de cristal (μm)		
1	A	53	950	496	271	31	221	162	37	6	Ejemplo comparativo
2	A	53	1000	530	269	36	236	100	33	2	Ejemplo comparativo

Tabla 2 (continuación)

Número de ensayo	Número de acero	Grosor de Placa (mm)	Temperatura de Recalentamiento (°C)	Parte central del grosor de pared			Parte cercana a la superficie			Diferencia del tamaño de grano (µm)	Nota
				Límite de elasticidad (MPa)	Energía absorbida (J)	Tamaño medio de grano de cristal (µm)	Dureza Vickers (HV)	Energía absorbida (J)	Tamaño medio de grano de cristal (µm)		
3	A	53	1050	542	245	40	214	194	38	2	Ejemplo comparativo
4	B	53	950	565	13	18	270	10	58	40	Ejemplo comparativo
5	B	53	1000	597	7	26	285	9	45	18	Ejemplo comparativo
6	B	53	1050	638	3	37	264	5	55	18	Ejemplo comparativo
7	C	53	950	550	225	20	257	13	100	79	Ejemplo comparativo
8	C	53	970	552	220	21	260	9	95	74	Ejemplo comparativo
9	C	53	1000	554	176	22	240	105	70	47	Ejemplo comparativo
10	C	53	1050	575	175	28	232	115	51	23	Ejemplo comparativo
11	C	60	950	546	231	23	250	23	105	82	Ejemplo comparativo
12	C	60	1000	560	230	25	235	133	65	40	Ejemplo comparativo
13	C	60	1050	574	191	30	230	109	51	21	Ejemplo comparativo
14	C	53	1150	580	50	90	265	20	105	15	Ejemplo comparativo
15	D	53	980	556	220	26	243	102	78	52	Ejemplo comparativo
16	D	53	1050	560	211	31	238	115	60	29	Ejemplo comparativo
17	D	53	1150	580	40	95	255	30	95	0	Ejemplo comparativo

Ensayo de evaluación

Ensayo de medición del tamaño medio del grano de los granos γ primarios

- 5 Para cada uno de los materiales de ensayo (placas gruesas) de los números de ensayo 1 a 17, se obtuvo un tamaño medio del grano de cristal (µm) de los granos γ primarios de la parte cercana a la superficie (un área de 500 µm X 500 µm centrada en una posición de una profundidad de 2 mm de una superficie (una superficie superior o una superficie inferior) en una sección en la dirección del grosor de la placa gruesa), y un tamaño medio del grano de cristal (µm) de los granos γ primarios de una parte central de un grosor de pared (un área de 500 µm X 500 µm centrada en una posición central en una dirección del grosor en la sección en la dirección del grosor de la placa gruesa), en base a los métodos de medición y cálculo descritos anteriormente. Debido a que los materiales de ensayo del tamaño del grano γ primario eran placas gruesas, la posición central del grosor de la placa (en otras palabras, en el caso en que la placa tenga un grosor de 53 mm, una posición de 26,5 mm a partir de la superficie, mientras que en el caso en que la placa tenga un grosor de 60 mm, una posición de 30 mm a partir de la superficie) se consideró el centro de la parte central del grosor de la pared, y se obtuvo un tamaño medio de grano de cristal de los granos γ primarios de la parte central del grosor de la pared. De acuerdo con el método de medición descrito anteriormente, los límites de grano γ primario fueron desarrollados por el uso de una solución acuosa saturada de

ácido pícrico, y se obtuvo un tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios convirtiendo un número de tamaño de grano en un tamaño de grano en base a un método que se muestra en el estándar JIS G0551.

Ensayo de tensión

5 Se obtuvo una muestra para el ensayo de tensión 14A ($D = 8.5 \text{ mm}\phi$), en cumplimiento con el estándar JIS Z2201 (1998), de la parte central del grosor de la placa de cada material de ensayo. Se realizó un ensayo de tensión en cumplimiento con el estándar JIS Z2241 (1998) a una temperatura normal (25°C) en la atmósfera utilizando la muestra de ensayo obtenida, a partir de la cual se obtuvo el límite de elasticidad (límite de elasticidad a 0,2%).

Ensayo de evaluación de la tenacidad

10 Se obtuvo una muestra de ensayo de resiliencia con entalladura en V en una probeta para ensayos N° 4 del estándar JIS Z2242 de la parte cercana a la superficie y de la parte central del grosor de pared (parte central del grosor de la placa) de cada material de ensayo con los números 1 a 17, de tal manera que sean paralelas a una dirección transversal del material de ensayo. Cada una de las muestras de entalladura en V de la parte cercana a la superficie incluía la superficie y tenía una sección transversal de $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$, y presentaba una entalladura en V con una profundidad de 2 mm. Cada una de las muestras de ensayo con entalladura en V de la parte central del
15 grosor de pared tenía una zona central en el grosor de la placa situada en el centro de una sección transversal ($10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$) y presentaba una entalladura en V con una profundidad de 2 mm.

Se realizó un ensayo Charpy de resiliencia en cumplimiento con el estándar JIS Z2242 utilizando las muestras obtenidas con entalladura en V a -40°C , por el cual se obtuvo una energía absorbida a -40°C para cada una de las muestras de entalladura en V.

20 Ensayo de dureza de la parte cercana a la superficie

En cada uno de los materiales de ensayo con los números de ensayo 1 a 17, se midió la dureza Vickers de la parte cercana a la superficie mediante el siguiente método. Se seleccionaron tres puntos de medición aleatorios de una posición de una profundidad de 2 mm a partir de la superficie de cada uno de los materiales de ensayo. En cada uno de los puntos de medición, se realizó un ensayo de dureza Vickers en cumplimiento con el estándar JIS Z2244
25 (2009). En este momento, la fuerza de ensayo fue de 10 kgf. La media de la dureza Vickers obtenida en los tres puntos de medición se definió como la dureza (HV) de la parte cercana a la superficie del material de ensayo.

Resultado del ensayo

30 Los resultados del ensayo se muestran en la Tabla 2. En referencia a la Tabla 2, todos los materiales de ensayo de los números de ensayo 9, 10, 12, 13, y 16 presentaron composiciones químicas adecuadas. Por esa razón, el límite de elasticidad era tan elevado como un valor no inferior a 551 MPa. Además, la temperatura de recalentamiento fue adecuada y por tanto el tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios en la parte cercana a la superficie fue inferior a $80 \mu\text{m}$. Por esa razón, la dureza Vickers de la parte cercana a la superficie fue tan baja como de menos de 245 HV.

35 Además, aunque el grosor de la placa es tan grande como 53 mm y 60 mm, la diferencia en el tamaño medio del grano de cristal entre la parte cercana a la superficie y la parte central del grosor de la pared (de aquí en adelante denominada como "diferencia del tamaño del grano") fue inferior a $50 \mu\text{m}$ y las energías absorbidas tanto de la parte central del grosor de la pared como de la parte cercana a la superficie, no fueron inferiores a 100 J. Más aún, la diferencia de la energía absorbida entre la parte central del grosor de la pared y la parte cercana a la superficie fue tan pequeña como de menos de 100 J y la variación en la tenacidad resultó pequeña.

40 Por otro lado, en la composición química de los materiales de ensayo de un número A de acero utilizado para los ensayos número 1 a 3, no había contenido en Nb. Por esa razón, los límites de elasticidad de los materiales de ensayo de los números de ensayo del 1 al 3 fueron inferiores a los límites de elasticidad de los materiales de ensayo de los números de ensayo 9, 10, 12, 13, y 16.

45 En la composición química de los materiales de ensayo de un número B de acero utilizado para los números de ensayo 4 a 6, el contenido en Ti era alto. Por esa razón, las energías absorbidas a -40°C en la parte central del grosor de pared y en la parte cercana a la superficie fueron bajas.

50 En los materiales de ensayo de los números de ensayo 7, 8 y 11, la temperatura de recalentamiento era baja. Por esa razón, el tamaño del grano de cristal medio de los granos γ primarios de la parte cercana a la superficie era tan grande como un valor no inferior a $80 \mu\text{m}$. Por esa razón, la dureza Vickers de la parte cercana a la superficie era alta y la energía absorbida a -40°C de la parte cercana a la superficie era baja. Además, la diferencia del tamaño de grano era tan grande como un valor no inferior a $50 \mu\text{m}$, de manera que la diferencia en la energía absorbida entre la

parte central del grosor de pared y la parte cercana a la superficie era grande y no inferior a 100 J y la variación en la tenacidad era grande.

5 En el material de ensayo del ensayo número 15, la temperatura de recalentamiento fue baja. Por esa razón, la diferencia de tamaño del grano entre la parte cercana a la superficie y la parte central del grosor de pared fue tan grande como un valor no inferior a 50 μm . Por esa razón, la diferencia en la energía absorbida a -40°C entre la parte cercana a la superficie y la parte central del grosor de pared fue de un valor tan grande como no inferior a 100 J y la variación en la tenacidad fue grande.

10 En los materiales de ensayo de los ensayos números 14 y 17, la temperatura de recalentamiento fue alta. Por esa razón, los tamaños medios del grano de cristal de los granos γ primarios de la parte central del grosor de pared y de la parte cercana a la superficie fueron de un valor tan grande como no menos de 80 μm . Por esa razón, las energías absorbidas a -40°C de la parte central del grosor de pared y la parte cercana a la superficie fueron bajas. Además, la dureza Vickers de la parte cercana a la superficie era alta.

Ejemplo 2

Producción del material de ensayo

15 El acero con la composición química que se muestra en la Tabla 3 se fundió en un convertidor y a continuación se produjo una pluralidad de palanquillas mediante un proceso de colada continua.

Tabla 3

Número de ensayo	Composición química (unidad: % en peso, siendo el resto Fe e impurezas)														
	C	Si	Mn	P	S	(Cu)	Cr	Ni	Mo	(V)	(Ti)	Nb	Ca	Al-sol	N
18	0,06	0,15	1,53	0,0013	0,001	0,3	0,28	0,31	0,3	0,05	0,008	0,03	0,002	0,038	0,004

20 La composición química que se muestra en la Tabla 3 era apropiada. Las palanquillas redondas fueron calentadas a 1250°C por el horno de calentamiento. Posteriormente, las palanquillas redondas fueron punzonadas con rodillos por un tren de laminación con punzón para producir tuberías de material. Posteriormente, las tuberías de material fueron estiradas y laminadas mediante un laminador de mandril. A continuación, las tuberías de material son laminadas con rodillos de calibrado por un calibrador para producir tuberías de material con un grosor de pared de 53 mm.

25 Justo después de la laminación de calibrado, las tuberías de material no se enfriaron a temperatura ambiente sino que fueron homogeneizadas a 950°C mediante un horno de calentamiento complementario. A continuación, las tuberías de material se sometieron a temple con agua. Las tuberías de material templadas fueron recalentadas. La temperatura de recalentamiento en ese momento fue de 1050°C . Después del recalentamiento, las tuberías de material fueron templadas nuevamente con agua. Las tuberías de material templadas fueron revenidas a 600°C durante 30 minutos para producir tuberías de acero sin soldadura de acuerdo con las reivindicaciones.

30 Ensayo de evaluación

35 Como en el caso del Ejemplo 1, cada una de las muestras de ensayo se sometió al ensayo de medición del tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios, el ensayo de tensión, el ensayo de evaluación de la tenacidad, y el ensayo de dureza de la parte cercana a la superficie. A este respecto, en cuanto a la parte cercana a la superficie en el lado interno de la superficie y en la parte cercana a la superficie en el lado externo de la superficie de la tubería de acero sin soldadura, se obtuvo respectivamente la dureza Vickers, la energía absorbida y el tamaño medio del grano de cristal.

Resultado del ensayo

Se muestra el resultado del ensayo en la Tabla 4.

40

Tabla 4

Número de ensayo	Grosor de Placa (mm)	Temperatura de Recalentamiento (°C)	Parte central del grosor de pared			Parte cercana a la superficie (lado interno de la superficie)				Parte cercana a la superficie (lado externo de la superficie)			
			Límite de elasticidad (MPa)	Energía absorbida (J)	Tamaño medio de grano de cristal (µm)	Dureza Vickers (HV)	Energía absorbida (J)	Tamaño medio de grano de cristal (µm)	Diferencia de tamaño de grano (µm)	Dureza Vickers (HV)	Energía absorbida (J)	Tamaño medio de grano de cristal (µm)	Diferencia de tamaño de grano (µm)
18	53	1050	560	210	28	235	153	60	32	220	160	51	23

5 En referencia a la Tabla 4, la composición química del ensayo número 18 resultó apropiada. Por esa razón, el límite de elasticidad fue de un valor tan alto como no menos de 551 MPa. Además, la temperatura de recalentamiento fue adecuada y por tanto el tamaño medio del grano de cristal de los granos γ primarios de las partes cercanas a la superficie (en el lado interior de la superficie y en el lado exterior de la superficie) fue de menos de 80 µm. Por esa razón, la dureza Vickers de la parte cercana a la superficie fue un valor tan baja como menos de 245 HV. Más aún, la energía absorbida a -40°C fue un valor tan alto como no menos de 100 J.

10 Además, aunque el grosor de pared resultó tan grande como 53 mm, la diferencia en el tamaño del grano entre la parte cercana a la superficie y la parte central del grosor de pared fue de menos de 50 µm, y la diferencia en la energía absorbida entre la parte central del grosor de pared y la parte cercana a la superficie fue un valor tan pequeño como menos de 100 J.

Aunque las realizaciones de la presente invención se han descrito anteriormente, las realizaciones descritas anteriormente son únicamente ejemplos para llevar a cabo a la presente invención.

Aplicabilidad Industrial

15 La tubería de acero sin soldadura de acuerdo con la presente invención puede ser utilizada, por ejemplo, como una canalización y, en particular, es adecuada para una canalización submarina (tubería de producción y tubería ascendente).

REIVINDICACIONES

1. Tubería de acero sin soldadura que consiste en: en % en peso,

C: 0,03 a 0,08%,

Si: no más de 0,25%,

5 Mn: 0,3 a 2,0%,

P: no más de 0,05%,

S: no más de 0,005%,

Al: 0,001 a 0,10%,

Cr: 0,02 a 1,0%,

10 Ni: 0,02 a 1,0%,

Mo: 0,02 a 0,8%,

N: 0,002 a 0,008%,

Ca: 0,0005 a 0,005%,

Nb: 0,01 a 0,1%, y

15 opcionalmente Ti: no más de 0,010%, Cu: no más de 1,0%, y/o V: no más de 0,1%,

siendo el resto Fe e impurezas, y

con un grosor de pared no inferior a 50 mm,

20 en donde en una sección transversal perpendicular a una dirección axial de la tubería de acero sin soldadura, el tamaño medio del grano de cristal de los granos de austenita primaria en una parte cercana a la superficie es inferior a 80 μm , donde la parte cercana a la superficie es un área de 500 μm X 500 μm centrada en una posición de una profundidad de 2 mm desde la superficie, y

25 en donde la diferencia entre el tamaño medio del grano de cristal de los granos de austenita primaria en la parte cercana a la superficie y el tamaño medio del grano de cristal de los granos de austenita primaria en la parte central de un grosor de pared en la sección transversal es inferior a 50 μm , donde la parte central es un área de 500 μm X 500 μm centrada en una posición central del grosor de pared de la tubería de acero sin soldadura.

2. Método para producir la tubería de acero sin soldadura según la reivindicación 1, donde el método comprende:

30 una etapa de calentamiento de un material de partida que consiste en: en % en peso, C: 0,03 a 0,08%, Si: no más de 0,25%, Mn: 0,3 a 2,0%, P: no más de 0,05%, S: no más de 0,005%, Al: 0,001 a 0,10%, Cr: 0,02 a 1,0%, Ni: 0,02 a 1,0%, Mo: 0,02 a 0,8%, N: 0,002 a 0,008%, Ca: 0,0005 a 0,005%, Nb: 0,01 a 0,1%, y opcionalmente Ti: no más de 0,010%, Cu: no más de 1,0%, y/o V: no más de 0,1%, siendo el resto Fe e impurezas;

a continuación una etapa de punzonado (S2) y laminación (S3) del material de partida calentado para producir de ese modo una tubería de material con un grosor de pared no inferior a 50 mm;

35 a continuación una etapa de enfriamiento (S5) de la tubería de material laminado de manera acelerada a una velocidad no inferior a 100°C/min desde una temperatura de temple no inferior al punto A_{r3} hasta una temperatura de detención del enfriamiento no inferior al punto A_{r1} ;

a continuación una etapa de recalentamiento de la tubería de material enfriada de forma acelerada, y a continuación homogeneización de la tubería de material de 990 a 1100°C;

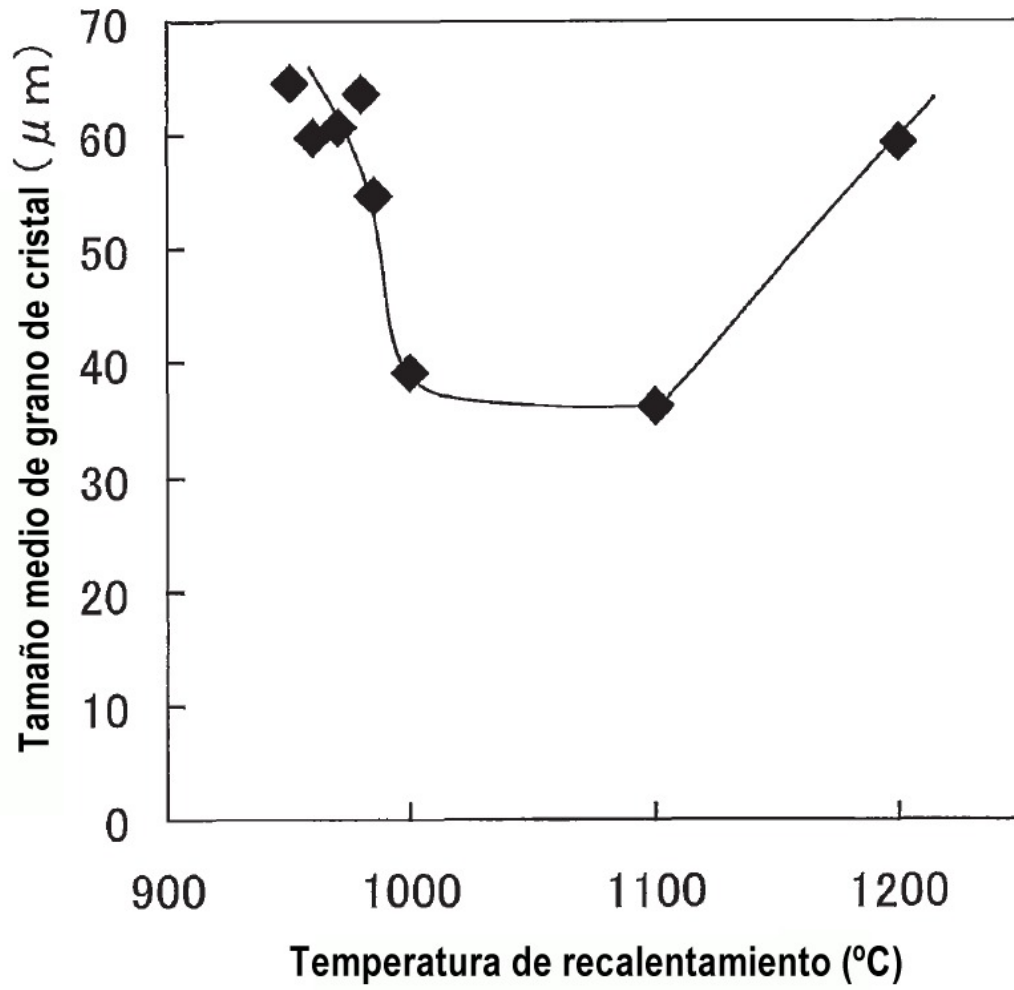
entonces una etapa de enfriamiento rápido (S6) de la tubería de material homogeneizada para templar de este modo la tubería de material; y

a continuación una etapa de revenido (S7) de la tubería de material templada a una temperatura de revenido no superior al punto A_{c1} .

5 3. Método según la reivindicación 2, que además comprende:

entre la etapa de laminado (S3) y la etapa de enfriamiento (S5), una etapa de recalentamiento (S4) de la tubería de material laminado en un horno de calentamiento (5) complementario para mantener la tubería de material laminado a la temperatura de temple sin enfriar la tubería de material laminado.

FIG. 1



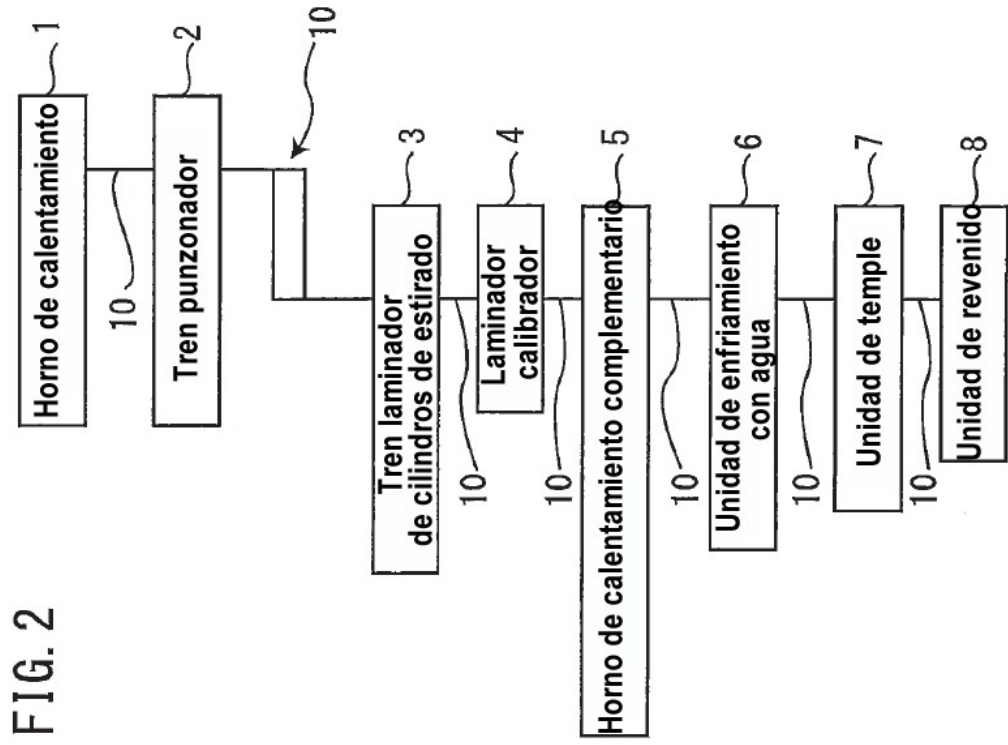


FIG. 2

FIG. 3

