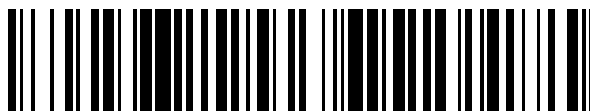


19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 755 750**

51 Int. Cl.:

**C21D 9/08** (2006.01)  
**C21D 8/10** (2006.01)  
**C22C 38/00** (2006.01)  
**C22C 38/50** (2006.01)  
**C22C 38/54** (2006.01)  
**C22C 38/22** (2006.01)  
**C22C 38/28** (2006.01)  
**C21D 1/18** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **26.02.2013 PCT/JP2013/054866**  
 87 Fecha y número de publicación internacional: **12.09.2013 WO13133076**  
 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.02.2013 E 13757779 (7)**  
 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **18.09.2019 EP 2824198**

54 Título: **Método para producir tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro**

30 Prioridad:

**07.03.2012 JP 2012049970**

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

**23.04.2020**

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**KONDO, KEIICHI y**  
**ARAI, YUJI**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 755 750 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

Método para producir tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro

**Campo técnico**

- 5 La presente invención pertenece a un método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y es excelente en cuanto a resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro. Más particularmente, la presente invención se refiere a un método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y es excelente en cuanto a la fisuración por tensión de sulfuro, siendo dicho material especialmente apropiado para una tubería de acero para pozo petrolífero y similares, tal como revestimiento y entubado de pozos petrolíferos y pozos de gas. Aún más particularmente, la presente invención se refiere a un método de bajo coste para producir una tubería de acero sin juntas de baja aleación que tiene elevada resistencia y es excelente en cuanto a resistencia y resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro, y por medio del cual cabe esperar una mejora en la tenacidad debido al refinado de los granos anteriores a austenita.

**Técnica anterior**

- 15 A medida que los pozos de petróleo y gas (en lo sucesivo, como expresión general de pozos petrolíferos y pozos de gas, denominados simplemente "pozos petrolíferos") se hacen más profundos, se requieren tuberías de acero para pozo petrolífero que tengan mayor resistencia.

Para cumplir este requisito, convencionalmente, se han usado ampliamente tuberías para pozo petrolífero de clase 80 ksi, es decir, que tienen un límite elástico (en lo sucesivo, abreviado como "YS") de 551 a 655 MPa (de 80 a 95 ksi) o tuberías para pozo petrolífero de clase 95 ksi, es decir, que tienen un YS de 655 a 758 MPa (de 95 a 110 ksi). Además, recientemente, se han comenzado a usar tuberías para pozo petrolífero de la clase 110 ksi, es decir, que tienen un YS de 758 a 862 MPa (de 110 a 125 ksi) y otras tuberías para pozo petrolífero de clase 125 ksi, es decir, que tienen un YS de 862 a 965 MPa (de 125 a 140 ksi).

Además, el petróleo y el gas en la mayoría de los pozos profundos que se han desarrollado recientemente contienen ácido sulfhídrico corrosivo. En dicho entorno, aparece la fragilidad por hidrógeno denominada fisuración por tensión de sulfuro (en lo sucesivo, denominada también "SSC"), y consecuentemente en ocasiones la tubería para pozo petrolífero se rompe. Se conoce ampliamente que, con el aumento de resistencia del acero, aumenta la susceptibilidad a SSC.

Por tanto, en el desarrollo de tuberías para pozo petrolífero de alta resistencia, no solo se requiere el diseño del material de acero de alta resistencia, sino también se requiere que el acero tenga resistencia SSC. Especialmente en el desarrollo de tuberías para pozo petrolífero de alta resistencia, la prevención de SSC constituye el problema principal. La fisuración por tensión de sulfuro se denomina a veces también como fisuración por corrosión debida a tensión de sulfuro ("SSCC").

Como método para evitar SSC de las tuberías para pozo petrolífero de baja aleación, se conocen los métodos de (1) alta purificación de acero, (2) control de modo de carburos, y (3) refinado de granos cristalinos.

Con respecto a la elevada purificación del acero, por ejemplo, los Documentos de Patente 1 y 2 proponen métodos para mejorar la resistencia SSC por medio de la restricción de los tamaños de las inclusiones no metálicas a unos valores específicos.

Con respecto al control de modo de los carburos, por ejemplo, el Documento de Patente 3 divulga una técnica en la que la relación de carburos de tipo MC con respecto a carburos totales es de un 8 a un 40 % en masa, además de la restricción de la cantidad total de carburos a un valor de un 2 a un 5 % en masa con el fin de mejorar en gran medida la resistencia SSC.

Con respecto al refinado de los granos cristalinos, por ejemplo, el Documento de Patente 4 divulga una técnica en la que los granos cristalinos se hacen finos llevando a cabo un tratamiento de templado dos veces o más sobre acero de baja aleación para mejorar la resistencia SSC. El Documento de Patente 5 divulga una técnica en la que los granos cristalinos se hacen finos por medio del mismo tratamiento que el Documento de Patente 4 con el fin de mejorar la tenacidad.

Convencionalmente, en la producción de materiales de acero de baja aleación en el campo de las tuberías de acero sin juntas para pozo petrolífero y tuberías similares, para lograr las propiedades de resistencia y/o tenacidad, con frecuencia se ha llevado a cabo un tratamiento térmico de templado y atemperado después de concluir el laminado en caliente tal como la fabricación de tuberías calientes. Como método de tratamiento térmico de templado y atemperado de la tubería de acero sin juntas para pozo petrolífero, convencionalmente, se ha llevado a cabo de forma general el denominado "proceso de templado con recalentamiento", en el cual, se recalienta una tubería de acero que se ha laminado en caliente en un horno de tratamiento térmico fuera de línea hasta una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ac_3$  y se temple, y además se atempera a una temperatura no mayor que el punto

de transformación  $Ac_1$ .

5 No obstante, en los últimos años, desde los puntos de vista de ahorro de proceso y ahorro energético, también se ha desarrollado un proceso en el que la tubería de acero que se ha laminado en caliente se temple directamente desde una temperatura no menor que el punto de transformación  $Ar_3$  y posteriormente se atempera (el denominado "proceso de templado directo") o además un proceso en el que la tubería de acero que se ha laminado en caliente se sumerge secuencialmente (en lo sucesivo, especialmente denominado también "calentamiento suplementario") a una temperatura no menor que el punto de transformación  $Ar_3$  y posteriormente se temple desde una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$  y posteriormente se atempera (el denominado "proceso de tratamiento térmico en línea" o "proceso de templado en línea").

10 Como se divulga en los Documentos de Patente 4 y 5, se sabe ampliamente que existe una estrecha relación entre los granos anteriores a austenita del acero de baja aleación y la resistencia SSC y la tenacidad, y que la resistencia SSC y la tenacidad disminuyen en gran medida por el engrosamiento de los granos.

15 En el caso en el que se adopta el "proceso de templado directo" con el fin de ahorro de proceso y ahorro energético, los granos anteriores a austenita se engrosan, de manera que en ocasiones se hace difícil producir una tubería de acero sin juntas de tenacidad y resistencia SSC excelentes. El "proceso de tratamiento térmico en línea" anteriormente descrito en ocasiones soluciona este problema, pero no necesariamente es comparable con el "proceso de templado por recalentamiento".

20 Se piensa que el motivo para esto es que en el "proceso de templado directo" simple y el "proceso de tratamiento térmico en línea", en el caso en el que únicamente se lleve a cabo atemperado como tratamiento térmico de pos-procesado, no existe un proceso de transformación inversa desde ferrita de estructura cúbica centrada en el cuerpo hasta austenita de estructura cúbica centrada en las caras.

25 Para solucionar el problema anteriormente descrito de engrosamiento de los granos cristalinos, los Documentos de Patente 6 y 7 proponen métodos en los cuales la tubería de acero que se ha templado directamente y la tubería de acero que se ha templado por medio de tratamiento térmico en línea, respectivamente, se recalientan y templan desde una temperatura no menor que el punto de transformación  $Ar_3$  antes del tratamiento final de atemperado.

30 En los Documentos de Patente 4 y 5, se lleva a cabo el atemperado a una temperatura no mayor que el punto de transformación  $Ac_1$  entre los tratamientos de atemperado de recalentamiento de varias veces, y en los Documentos de Patente 6 y 7, se lleva a cabo el atemperado a una temperatura no superior al punto de transformación  $Ac_1$  entre el tratamiento de templado directo y el tratamiento de templado llevado a cabo en el tratamiento térmico en línea, respectivamente, y el tratamiento de templado de recalentamiento.

#### Listado de documentos de la técnica anterior

Documentos de patente

Documento de Patente 1; JP 2001-172739A

Documento de Patente 2; JP 2001-131698A

35 Documento de Patente 3; JP 2000-178682A

Documento de Patente 4; JP 59-232220A

Documento de Patente 5; JP 60-009824A

Documento de Patente 6; JP 6-220536A

Documento de Patente 7; WO 96/36742

#### 40 Divulgación de la invención

Problemas a solucionar por medio de la invención

Por medio de las técnicas para restringir el tamaño de las inclusiones no metálicas a los específicos que se proponen en los Documentos de Patente 1 y 2, se puede lograr una resistencia SSC excelente. No obstante, dado que se debe purificar el acero, en ocasiones aumenta el coste de producción.

45 De igual forma, por medio de la técnica para el control de los modos de carburos que se propone en el Documento de Patente 3, se puede lograr una resistencia SSC muy excelente. No obstante, los contenidos de Cr y Mo se restringen para contener la formación de carburos de tipo  $M_{23}C_6$ . Por tanto, la templabilidad queda restringida, de forma que, para un material de pared gruesa, existe la posibilidad de templabilidad insuficiente.

50 Un proceso que comprende el proceso de templado directo o proceso de tratamiento térmico en línea, y posteriormente recalentamiento y templado a partir de una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$

antes del templado final, hace que los granos anteriores a austenita sean más refinados, mejorando de este modo la resistencia SSC del acero, en comparación con el caso en el que el atemperado final se lleva a cabo tras el templado directo o el tratamiento térmico en línea, o el caso en el que la tubería de acero se enfría al aire una vez hasta un valor próximo a temperatura ambiente, y posteriormente se somete la tubería de acero a un tratamiento de recalentamiento-y-templado y un tratamiento de atemperado.

Incluso en el caso en el que después de someter a tratamiento de templado directo o tratamiento térmico en línea, se recalienta la tubería de acero y se temple desde una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$  antes del tratamiento de atemperado final como se ha descrito anteriormente, el refinado de los granos anteriores a austenita es todavía insuficiente en comparación con el caso en el que se lleva a cabo el tratamiento de templado por recalentamiento dos veces como se propone en los Documentos de Patente 4 y 5.

Por tanto, por medio de la técnica en la que la tubería de acero que se ha templado directamente se recalienta y se temple desde una temperatura no menor que el punto de transformación  $Ar_3$  antes del tratamiento final de atemperado, técnica que se divulga en el Documento de Patente 6, no necesariamente resulta posible obtener una resistencia SSC suficiente.

Similarmente, incluso si la tubería de acero que se ha templado por medio de tratamiento térmico en línea se recalienta y temple desde una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$  antes del tratamiento de atemperado final como se propone en el Documento de Patente 7, en ocasiones no es posible lograr una resistencia SSC suficiente.

Por tanto, cuando se lleva a cabo un intento para realizar el refinado de granos cristalinos que sea suficiente como tubería de acero para pozo petrolífero de elevada resistencia, el tratamiento de templado por recalentamiento llevado a cabo dos veces o más como se divulga en los Documentos de Patente 4 y 5 es significativo. No obstante, el tratamiento de templado por recalentamiento llevado a cabo dos veces o más conduce al aumento del coste de producción.

Los Documentos de Patente 4 y 7 proponen técnicas en las cuales los granos cristalinos se vuelven ultrafinos por medio del aumento de la tasa de incremento de temperatura en el momento del templado por recalentamiento. En las técnicas, no obstante, se debe modificar el equipo a gran escala debido a que el medio de calentamiento consiste en el calentamiento por inducción o similares.

La presente invención se llevó a cabo a la vista de la situación anterior y, por consiguiente, un objetivo de la misma consiste en proporcionar un método de bajo coste para producir una tubería de acero sin juntas que tenga elevada resistencia y excelente resistencia a SSC. En particular, el objetivo de la presente invención consiste en proporcionar un método para producir una tubería de acero sin juntas que tenga elevada resistencia, en el que el refinado de los granos anteriores a austenita se lleva a cabo gracias a un medio económicamente rentable, de modo que cabe esperar una resistencia SSC excelente y la mejora de la tenacidad. La expresión "elevada resistencia" en la presente invención significa que YS es de 655 MPa (95 ksi) o mayor, preferentemente de 758 MPa (110 ksi) o mayor, y más preferentemente de 862 MPa (125 ksi) o mayor.

#### Medios para solucionar los problemas

Como se ha descrito anteriormente, tras someter a tratamiento de templado directo o tratamiento de templado del tratamiento térmico en línea, se recalienta el acero una vez más hasta una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ac_3$  y se temple, de modo que los granos anteriores a austenita se vuelven finos. En caso de que el acero templado se temple de manera repetida, tras el tratamiento de templado anterior, con frecuencia se lleva a cabo un atemperado intermedio a una temperatura no mayor que el punto de transformación  $Ac_1$ . Este tratamiento de atemperado intermedio tiene el efecto de evitar la fisuración retardada tal como la denominada "fisuración de temporada" que aparece en el acero templado.

No obstante, el atemperado intermedio se debe llevar a cabo en condiciones apropiadas. En caso de que la temperatura de atemperado intermedio sea demasiado baja o el tiempo de calentamiento sea demasiado corto, no es posible lograr un efecto suficiente de restricción de la fisuración de temporada en algunos casos. Por el contrario, incluso si la temperatura no es mayor que el punto de transformación  $Ac_1$ , en el caso en el que la temperatura de atemperado intermedio sea demasiado elevada o el tiempo de calentamiento sea demasiado largo, el efecto de formación de los granos cristalinos se pierde, incluso si se lleva a cabo el templado por recalentamiento después del tratamiento de atemperado intermedio, y en ocasiones, el efecto ventajoso de mejora de la resistencia SSC desaparece.

Por consiguiente, los presentes inventores llevaron a cabo diversos estudios sobre un método de bajo coste para producir una tubería de acero sin juntas que tenga elevada resistencia, por medio del cual la tubería de acero sin juntas presente un efecto suficiente de restricción de la fisuración de temporada y simultáneamente tenga una excelente resistencia SSC debido a la realización de refinado de los granos anteriores a austenita.

Como resultado de ello, los presentes inventores obtuvieron el hallazgo de que si el tratamiento de atemperado intermedio, que se supone que se tiene que llevar a cabo a una temperatura no mayor que el punto de

transformación  $Ac_1$  con el fin de mejorar las propiedades del material de acero templado, se lleva a cabo a una temperatura en la región de dos fases de ferrita y austenita que excede el punto de transformación  $Ac_1$ , los granos anteriores a austenita se vuelven marcadamente finos cuando se lleva a cabo el tratamiento siguiente de templado por recalentamiento.

5 Además, los presentes inventores obtuvieron bastantes hallazgos novedosos en cuanto a que si se lleva a cabo el tratamiento térmico a una temperatura dentro de la región de dos fases de ferrita y austenita anteriormente descrita, incluso para un acero que no se ha templado, por ejemplo, el acero que se ha enfriado a una tasa de enfriamiento de enfriamiento al aire o similar tras el procesado en caliente para obtener la forma deseada, y el acero a continuación se calienta hasta una temperatura dentro de la zona de austenita apropiada y se temple, los granos anteriores a austenita se vuelven marcadamente finos.

10 La presente invención se completó en base a los hallazgos anteriormente descritos, e implica los métodos de producción de una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia en cuanto a resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro descrita a continuación. En lo sucesivo, en algunos casos, los métodos se denominan simplemente "la presente invención (1)" a "la presente invención (7)". También, en algunos casos, las presentes invenciones (1) a (7) generalmente se denominan "la presente invención".

15 (1) Un método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro, en el que un acero que tiene la composición química que consiste, en porcentaje en masa, en, C: de un 0,15 a un 0,65 %, Si: de un 0,05 a un 0,5 %, Mn: de un 0,1 a un 1,5 %, Cr: de un 0,2 a un 1,5 %, Mo: de un 0,1 a un 2,5 %, Ti: de un 0,005 a un 0,50 %, Al: de un 0,001 a un 0,50 %, opcionalmente al menos uno seleccionado entre los elementos mostrados en (a) y (b), y el equilibrio de Fe e impurezas, en el que Ni, P, S, N y O entre las impurezas son Ni: un 0,1 % o menos, P: un 0,04 % o menos, S: un 0,01 % o menos, N: un 0,01 % o menos, y O: un 0,01 % o menos, y que se ha procesado en caliente para obtener una forma deseada se somete secuencialmente a las etapas siguientes de [1] a [3]:

20 [1] Una etapa de calentamiento del acero a una temperatura que excede el punto de transformación  $Ac_1$  y menor que el punto de transformación  $Ac_3$  y enfriamiento del acero;

[2] Una etapa de recalentamiento a una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ac_3$  e inactivación del acero por medio de enfriamiento rápido; y

[3] Una etapa de atemperado del acero a una temperatura no mayor que el punto de transformación  $Ac_1$ ;

(a) Nb: un 0,4 % o menos, V: un 0,5 % o menos y B: un 0,01 % o menos;

30 (b) Ca: un 0,005 % o menos, Mg: un 0,005 % o menos y REM: un 0,005 % o menos, y

en el que

en la etapa [1] el valor de PL es de 23.500 o menor, en el que PL se expresa por medio de

$$PL = (T + 273) \times (20 + \log_{10}t),$$

en la que T es la temperatura de calentamiento (°C) y t es el tiempo de calentamiento (h), y

35 el punto de transformación  $Ac_1$  y el punto de transformación  $Ac_3$  se calculan por medio de

$$\text{Punto } Ac_1 \text{ (}^\circ\text{C)} = 723 + 29,1 \times Si - 10,7 \times Mn - 16,9 \times Ni + 16,9 \times Cr + 6,38 \times W + 290 \times As, \text{ y}$$

$$\text{Punto } Ac_3 \text{ (}^\circ\text{C)} = 910 - 203 \times C^{0,5} + 44,7 \times Si - 15,2 \times Ni + 31,5 \times Mo - 104 \times V + 13,1 \times W - (30 \times Mn + 11 \times Cr + 20 \times Cu - 700 \times P - 400 \times Al - 120 \times As - 400 \times Ti),$$

40 en las que cada uno de C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, Ti, Al, W, As y P en las fórmulas significan el contenido en porcentaje en masa de ese elemento.

(2) El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro de acuerdo con (1), en el que el acero que tiene la composición química de acuerdo con (1) se termina en caliente para dar lugar a una tubería de acero sin juntas y se enfría al aire, y posteriormente se somete secuencialmente a las etapas de [1] a [3].

45 (3) El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro de acuerdo con (1), en el que después de haber terminado en caliente el acero que tiene la composición química de acuerdo con (1) para dar lugar a una tubería de acero sin juntas, se calienta el acero de forma complementaria a una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$  y no mayor que 1050 °C en línea, y después de templar desde una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$ , el acero se somete secuencialmente a las etapas [1] a [3].

(4) El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro de acuerdo con (1), en el que tras haber sometido al acero que tiene la composición química de acuerdo con (1) a terminación en caliente para obtener una tubería de acero sin juntas, se temple directamente el acero desde una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$  y posteriormente se somete secuencialmente a las etapas [1] a [3].

(5) El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por sulfuro de acuerdo con (4), en el que el calentamiento en la etapa [1] se lleva a cabo por medio de un aparato de calentamiento conectado a un aparato para el templeado del tratamiento térmico en línea.

(6) El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro de acuerdo con (5), en el que el calentamiento de la etapa [1] se lleva a cabo por medio de un aparato de calentamiento conectado a un aparato de templeado que lleva a cabo el templeado directo.

(7) El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro de acuerdo con uno cualquiera de (1) a (6), en el que la temperatura de recalentamiento de la etapa [2] es (punto de transformación  $Ac_3 + 100$  °C) o menos.

### 15 Efectos ventajosos de la invención

De acuerdo con la presente invención, debido a que el refinado de los granos anteriores a austenita se puede llevar a cabo gracias a un medio económicamente rentable, se puede obtener a bajo coste una tubería de acero sin juntas que tenga elevada resistencia y sea excelente en cuanto a resistencia SSC. De igual forma, por medio de la presente invención, se puede producir una tubería para pozo petrolífero de acero de baja aleación sin juntas de alta resistencia y excelente en cuanto a resistencia SSC a un coste relativamente bajo. Además, de acuerdo con la presente invención, cabe esperar la mejora de tenacidad debida al refinado de los granos anteriores a austenita.

### Modo de llevar a cabo la invención

A continuación, se explican los requisitos de la presente invención con detalle.

#### (A) Composición química

En primer lugar, en el punto (A), se proporciona una explicación de la composición química de un acero usado en el método de producción de la presente invención y los motivos por los cuáles el intervalo de composición está restringido. En la explicación siguiente, el símbolo “%” que hace referencia a contenido de cada elemento significa “porcentaje en masa”.

C: de un 0,15 a un 0,65 %

C (carbono) es un elemento necesario para mejorar la templeabilidad y la resistencia. No obstante, si el contenido de C es menor de un 0,15 %, el efecto de mejora de la templeabilidad resulta pobre y no se puede obtener una resistencia suficiente. Por otra parte, si el contenido de C excede un 0,65 %, la tendencia a la generación de fisuración por templeado en el momento del templeado resulta destacable. Por tanto, el contenido de C es de un 0,15 a un 0,65 %. El límite inferior del contenido de C es preferentemente de un 0,20 %, más preferentemente de un 0,23 %. De igual forma, el límite superior del contenido de C es preferentemente de un 0,45 %, más preferentemente de un 0,30 %.

Si: de un 0,05 a un 0,5 %

Si (silicio) es necesario para desoxidar el acero y también tiene una acción de mejora de la resistencia al reblandecimiento por atemperado y de mejora de la resistencia SSC. Con vistas a la desoxidación y la mejora de la resistencia SSC, debe estar presente un contenido de un 0,05 % o más de Si. No obstante, en el caso de que Si esté presente de forma excesiva, el acero se vuelve frágil y adicionalmente la resistencia SSC disminuye en gran medida. En particular, si el contenido de Si supera un 0,5 %, la tenacidad y la resistencia SSC disminuyen de forma significativa. Por tanto, el contenido de Si es de un 0,05 a un 0,5 %. Los límites superior e inferior del contenido de Si son preferentemente de un 0,15 % y un 0,35 %, respectivamente.

Mn: de un 0,1 a un 1,5 %

Mn (manganeso) está presente para desoxidar y desulfurar el acero. No obstante, si el contenido de Mn es menor de un 0,1 %, los efectos anteriormente descritos resultan escasos. Por otra parte, si el contenido de Mn excede un 1,5 %, la tenacidad y la resistencia SSC disminuyen. Por tanto, el contenido de Mn es de un 0,1 a un 1,5 %. El límite inferior del contenido de Mn es preferentemente de un 0,15 %, más preferentemente de un 0,20 %. De igual forma, el límite superior del contenido de Mn es preferentemente de un 0,85 %, más preferentemente de un 0,55 %.

Cr: de un 0,2 a un 1,5 %

Cr (cromo) es un elemento para garantizar la templeabilidad y mejorar la resistencia y la resistencia SSC. No

## ES 2 755 750 T3

obstante, si el contenido de Cr es menor de un 0,2 %, no se pueden lograr los efectos suficientes. Por otra parte, si el contenido de Cr excede un 1,5 %, la resistencia SSC disminuye bastante, y además aparece una disminución de la tenacidad. Por tanto, el contenido de Cr es de un 0,2 a un 1,5 %. El límite inferior del contenido de Cr es preferentemente de un 0,35 % y más preferentemente de un 0,45 %. El límite superior del contenido de Cr es preferentemente de un 1,28 % y más preferentemente de un 1,2 %.

Mo: de un 0,1 a un 2,5 %

Mo (molibdeno) mejora la templabilidad y garantiza la resistencia y también mejora la resistencia al reblandecimiento por atemperado. Por tanto, debido a la presencia de Mo, se puede llevar a cabo el atemperado a temperatura elevada, por consiguiente, la forma de los carburos se vuelve esférica y la resistencia SSC mejora. No obstante, si el contenido de Mo es menor de un 0,1 %, estos efectos resultan escasos. Por otra parte, si el contenido de Mo supera un 2,5 %, a pesar del hecho de que aumenta el coste de materias primas, los efectos anteriormente descritos en cierto modo se saturan. Por tanto, el contenido de Mo es de un 0,1 a un 2,5 %. El límite inferior del contenido de Mo es preferentemente de un 0,3 %, más preferentemente de un 0,4 %. De igual forma, el límite superior del contenido de Mo es preferentemente de un 1,5 %, más preferentemente de un 1,0 %.

Ti: de un 0,005 a un 0,50 %

Ti (titanio) tiene una acción de mejora de la templabilidad por medio de la inmovilización de N, que es una impureza en el acero y provoca que B exista en estado disuelto en el acero en el momento del templado. De igual forma, Ti tiene el efecto de evitar el engrosamiento de los granos cristalinos y el crecimiento anormal de grano en el momento del templado por recalentamiento, mediante la precipitación en forma de carbo-nitruros finos en el proceso de aumento de temperatura para el templado por recalentamiento. No obstante, si el contenido de Ti es menor de un 0,005 %, estos efectos son escasos. Por otra parte, si el contenido de Ti excede un 0,50 %, se genera una reducción de tenacidad. Por tanto, el contenido de Ti es de un 0,005 a un 0,50 %. El límite inferior del contenido de Ti es preferentemente de un 0,010 %, más preferentemente de un 0,012 %. También, el límite superior del contenido de Ti es preferentemente de un 0,10 %, más preferentemente de un 0,030 %.

Al: de un 0,001 a un 0,50 %

Al (aluminio) es un elemento eficaz para desoxidar el acero. No obstante, si el contenido de Al es menor de un 0,001 %, no es posible lograr el efecto deseado, y si el contenido de Al excede un 0,50 %, la cantidad de inclusiones aumenta, la tenacidad disminuye y también disminuye la resistencia SSC debido al engrosamiento de las inclusiones. Por tanto, el contenido de Al es de un 0,001 a un 0,50 %. Los límites inferior y superior del contenido de Al son preferentemente un 0,005 % y un 0,05 %, respectivamente. El contenido de Al anteriormente descrito significa la cantidad de sol.Al (Al soluble en ácido).

Una composición del acero usada en el método de producción de la presente invención (específicamente, la composición química de acero de acuerdo con la invención (1)) consiste en los elementos anteriormente descritos y el equilibrio de Fe e impurezas, en el que Ni, P, S, N y O entre las impurezas son Ni: un 0,1 % o menos, P: un 0,04 % o menos, S: un 0,01 % o menos, N: un 0,01 % o menos y O: un 0,01 % o menos.

Las "impurezas" descritas en la presente memoria hacen referencia a elementos que se incorporan mezclados, teniendo en cuenta diversos factores en el proceso de producción que incluyen materias primas tales como minerales o chatarra, cuando se produce un acero a escala industrial, y se permite la incorporación dentro del intervalo tal que los elementos no ejerzan una influencia negativa sobre la presente invención.

A continuación, se proporciona explicación de Ni, P, S, N y O (oxígeno) en las impurezas.

Ni: un 0,1 % o menos

Ni (níquel) disminuye la resistencia SSC. En particular, si el contenido de Ni supera un 0,1 %, la disminución de resistencia es destacable. Por tanto, el contenido de Ni en las impurezas es de un 0,1 % o menos. El contenido de Ni es preferentemente de un 0,05 % o menos, y más preferentemente de un 0,03 % o menos.

P: un 0,04 % o menos

P (fósforo) se segrega en la frontera de grano, disminuye la tenacidad y la resistencia SSC. En particular, si el contenido de P excede un 0,04 %, la disminución de tenacidad y resistencia SSC es destacable. Por tanto, el contenido de P en las impurezas es de un 0,04 % o menos. El límite superior del contenido de P en las impurezas es preferentemente de un 0,025 %, más preferentemente de un 0,015 %.

S: un 0,01 % o menos

S (azufre) produce inclusiones gruesas y disminuye la tenacidad y la resistencia SSC. En particular, si el contenido de S excede un 0,01 %, la disminución de tenacidad y resistencia de SSC es destacable. Por tanto, el contenido de S en las impurezas es de un 0,01 % o menos. El límite superior del contenido de S en las impurezas es preferentemente de un 0,005 %, más preferentemente de un 0,002 %.

## ES 2 755 750 T3

N: un 0,01 % o menos

5 N (nitrógeno) se combina con B y evita el efecto desventajoso de mejora de la templabilidad de B. De igual forma, si N está presente de forma excesiva, produce inclusiones gruesas junto con Al, Ti, Nb, etc. y tiene tendencia a disminuir la tenacidad y la resistencia SSC. En particular, si el contenido de N excede un 0,01 %, la disminución de tenacidad y la resistencia SSC es destacable. Por tanto, el contenido de N en las impurezas es de un 0,01 % o menos. El límite superior del contenido de N en las impurezas es preferentemente de un 0,005 %.

O: un 0,01 % o menos

10 O (oxígeno) produce inclusiones junto con Al, Si, etc. Por medio del engrosamiento de las inclusiones, la tenacidad y la resistencia SSC disminuyen. En particular, si el contenido de O excede un 0,01 %, la disminución de tenacidad y resistencia SSC es destacable. Por tanto, el contenido de O en las impurezas es de un 0,01 % o menos. El límite superior del contenido de O en las impurezas es preferentemente de un 0,005 %.

La composición química del acero usado en el método de producción de la presente invención opcionalmente comprende además al menos un elemento de Nb, V, B, Ca, Mg y REM (metal de las tierras raras).

15 El "REM" descrito en la presente memoria es un término general de un total de 17 elementos de Sc, Y y lantánidos, y el contenido de REM significa el contenido total de uno o más elemento(s) de REM.

A continuación, se proporciona una explicación de las ventajas operacionales de Nb, V, B, Ca, Mg y REM y los motivos por los cuales el intervalo de la composición se encuentra restringido.

(a) Nb: un 0,4 % o menos, V: un 0,5 % o menos, y B: un 0,01 % o menos

20 La totalidad de Nb, V y B tienen una acción de mejora de la resistencia SSC. Por tanto, en caso de que se desee lograr una resistencia SSC más elevada, estos elementos pueden estar presentes. A continuación, se explican Nb, V y B.

Nb: un 0,4 % o menos

25 Nb (niobio) es un elemento que precipita en forma de carbo-nitruros finos y tiene un efecto de formación de granos anteriores a austenita finos y, con ello, de mejora de la resistencia SSC. Por tanto, Nb puede estar presente según sea necesario. No obstante, si el contenido de Nb excede un 0,4 %, la tenacidad se ve deteriorada. Por tanto, el contenido de Nb, si está presente, es de un 0,4 % o menos. El contenido de Nb, si está presente, es preferentemente de un 0,1 % o menos.

Por otra parte, con el fin de lograr de forma estable el efecto anteriormente descrito de Nb, el contenido de Nb, si está presente, es preferentemente de un 0,05 % o más, y más preferentemente de un 0,01 % o más.

30 V: un 0,5 % o menos

35 V (vanadio) precipita en forma de carburos (VC) cuando se lleva a cabo el atemperado y mejora la resistencia al reblandecimiento por atemperado, de manera que V permite llevar a cabo el atemperado a temperaturas elevadas. Como resultado de ello, V tiene un efecto de mejora de la resistencia SSC. También, V tiene un efecto de restricción de la producción de Mo<sub>2</sub>C con forma de aguja, que se convierte en el punto de partida de la aparición de SSC cuando el contenido de Mo es elevado. Además, mediante la incorporación de V en el complejo con Nb, se puede lograr una resistencia SSC más elevada. Por tanto, V puede estar presente según sea necesario. No obstante, si el contenido de V excede un 0,5 %, la tenacidad disminuye. Por tanto, el contenido de V, si está presente, es de un 0,5 % o menos. El contenido de V, si está presente, es preferentemente de un 0,2 % o menos.

40 Por otra parte, con el fin de lograr de manera estable el efecto anteriormente descrito de V, el contenido de V, si está presente, es preferentemente de un 0,02 % o más. En particular, en caso de que el acero contenga un 0,68 % o más de Mo, para restringir la producción de Mo<sub>2</sub>C con forma de aguja, la cantidad de V anteriormente descrita está presente preferentemente en forma compleja.

B: un 0,01 % o menos

45 B (boro) es un elemento que tiene efectos de aumento de la templabilidad y mejora de la resistencia SSC. Por tanto, B puede estar presente según sea necesario. No obstante, si el contenido de B excede un 0,01 %, la resistencia SSC disminuye bastante y la tenacidad también disminuye. Por tanto, el contenido de B, si está presente, es de un 0,01 % o menos. El contenido de B, si está presente, es preferentemente de un 0,005 % o menos, y más preferentemente de un 0,0025 % o menos.

50 Por otra parte, con el fin de lograr de forma estable los efectos anteriormente descritos de B, el contenido de B, si está presente, es preferentemente de un 0,0001 % o más y más preferentemente de un 0,0005 % o más.

No obstante, los efectos anteriormente descritos de B aparecen en caso de que B esté presente en estado disuelto



en el acero. Por tanto, en caso de que B esté presente, la composición química preferentemente se regula de manera que, por ejemplo, esté presente Ti en una cantidad tal que sea capaz de inmovilizar N que tiene una elevada afinidad con B en forma de nitruros.

(b) Ca: un 0,005 % o menos, Mg: un 0,005 % o menos y REM: un 0,005 % o menos

- 5 La totalidad de Ca, Mg y REM reaccionan con S presente en forma de impureza en el acero para formar sulfuros, y tienen una acción de mejora de las formas de las inclusiones y, con ello, de aumento de la resistencia SSC. Por tanto, estos elementos pueden estar presentes según sea necesario. No obstante, si cualquier elemento está presente excediendo un 0,005 %, la resistencia SSC disminuye bastante, también se produce una disminución de la tenacidad, y además es probable que aparezcan defectos adicionales con frecuencia sobre la superficie del acero.
- 10 Por tanto, el contenido de cualquier de Ca, Mg y REM, si están presentes, es de un 0,005 % o menos. El contenido de cualquiera de estos elementos, si están presentes, es preferentemente de un 0,003 % o menos.

Por otra parte, con el fin de lograr de forma estable el efecto anteriormente descrito de Ca, Mg y REM, el contenido de cualquiera de estos elementos, si están presentes, es preferentemente de un 0,001 % o más.

- 15 Como ya se ha descrito, el "REM" es un término general de un total de 17 elementos de Sc, Y y lantánidos, y el contenido de REM significa el contenido total de uno o más elemento(s) de REM.

Generalmente, el REM está presente en forma de mischmetal. Por tanto, se puede añadir REM, por ejemplo, en forma de mischmetal, y puede estar presente de forma que la cantidad de REM esté dentro del intervalo anteriormente descrito.

- 20 Únicamente un elemento de cualquiera de Ca, Mg y REM puede estar presente, o dos o más elementos pueden estar presentes de forma compleja. El contenido total de estos elementos es preferentemente de un 0,006 % o menos, y más preferentemente de un 0,004 % o menos.

(B) Método de producción

- 25 A continuación, en el punto (B), se proporciona una explicación detallada del método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuros de la presente invención.

En el método para producir la tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia frente a la fisuración por tensión de sulfuros de acuerdo con la presente invención, el acero que tiene la composición química descrita en el punto (A) y que se ha procesado en caliente para obtener la forma deseada, se somete a las siguientes etapas de forma secuencial:

- 30 [1] Una etapa de calentamiento del acero a una temperatura que excede el punto de transformación  $Ac_1$  y menor que el punto de transformación  $Ac_3$  y enfriamiento del acero;

[2] Una etapa de calentamiento del acero a una temperatura no menor que el punto de transformación  $Ac_3$  y templado del mismo por medio de enfriamiento rápido; y

[3] Una etapa de atemperado del acero a una temperatura no mayor que el punto de transformación  $Ac_1$ .

- 35 Llevando a cabo las etapas de los puntos [1] a [3] de forma secuencial, se puede realizar el refinado de los granos anteriores a austenita, se puede obtener la tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia SSC a bajo coste, y además cabe esperar una mejora adicional de la tenacidad debida al refinado de los granos anteriores a austenita.

- 40 Si el acero tiene la composición química descrita en el punto (A) y se ha procesado en caliente para obtener la forma deseada, la historia de producción antes de la ejecución de la etapa [1] no está sometida a restricción alguna. Por ejemplo, si el acero se produce por medio del proceso común en el que se conforma un lingote o pieza colada tras la fusión, y se procesa en caliente el acero para dar lugar a una forma deseada por medio de cualquier método tal como laminado en caliente o forja en caliente, después del procesado en caliente para la conformación de la forma deseada, se puede enfriar el acero a una tasa de enfriamiento reducida, tal como enfriamiento al aire, o se puede
- 45 enfriar a una tasa de enfriamiento elevada, tal como enfriamiento en agua.

- El motivo para esto se describe a continuación. Incluso si se lleva a cabo cualquier tratamiento después del procesado en caliente para la conformación de la forma deseada, llevando a cabo de forma secuencial las etapas [1] a [3] posteriormente, se forma una microestructura que consiste principalmente en martensita atemperada una vez que ha concluido el tratamiento de atemperado a una temperatura no mayor que el punto de transformación  $Ac_1$  de la etapa [3].
- 50

El calentamiento de la etapa [1] se debe llevar a cabo a una temperatura que exceda el punto de transformación  $Ac_1$  y menor que el punto de transformación  $Ac_3$ . En caso de que la temperatura de calentamiento se desvíe del intervalo de temperatura anteriormente descrito, incluso si se lleva a cabo el templado por recalentamiento en la siguiente

etapa [2], en algunos casos no es posible llevar a cabo el refinado suficiente de los granos anteriores a austenita.

En la etapa [1], se lleva a cabo el calentamiento a una temperatura que excede el punto de transformación  $Ac_1$  y menor que el punto de transformación  $Ac_3$ , es decir, a una temperatura dentro de la región de dos fases de ferrita y austenita.

- 5 El tratamiento de calentamiento de la etapa [1] se lleva a cabo en la condición de que el valor de PL expresado por medio de

$$PL = (T + 273) \times (20 \log_{10} t)$$

- 10 en la que T es la temperatura de calentamiento (°C) y t es el tiempo de calentamiento (h) es de 23.500 o menos. Con respecto al tiempo de calentamiento, dependiendo del tipo de horno usado para el calentamiento, al menos 10 s resultan deseables. También, el enfriamiento tras el tratamiento de calentamiento es preferentemente un enfriamiento por aire.

Tras la etapa [1], se somete el acero a una etapa de recalentamiento hasta una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ac_3$  de la etapa [2], es decir, a una temperatura dentro del intervalo de temperatura de austenita y se temple por medio de enfriamiento rápido, de manera que se logra el refinado de los granos de austenita.

- 15 Si la temperatura de recalentamiento de la etapa [2] excede el valor de (punto de transformación  $Ac_3 + 100$  °C), en ocasiones los granos anteriores a austenita se engrosan. Por tanto, la temperatura de recalentamiento en la etapa [2] es preferentemente de (punto de transformación  $Ac_3 + 100$  °C) o menos.

- 20 No es necesario que el método de templado esté sometido a restricción específica alguna. Generalmente, se usa un método de templado al agua, no obstante, con tal de que tenga lugar la transformación martensítica en el tratamiento de templado, se puede enfriar rápidamente el acero por medio de un método apropiado tal como método de templado por bruma.

- 25 Después de la etapa [2], el acero se somete a una etapa de atemperado a una temperatura no mayor que el punto de transformación  $Ac_1$  de la etapa [3], es decir, a una temperatura dentro del intervalo de temperaturas en el que no tiene lugar la transformación inversa para dar lugar a austenita, de modo que sea posible obtener una tubería de acero sin juntas que tenga elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuros. El límite superior de la temperatura de atemperado se puede determinar de forma apropiada por medio de la composición química del acero y la resistencia requerida para el material de acero. Por ejemplo, el atemperado se puede llevar a cabo a una temperatura mayor para disminuir la resistencia, y, por otra parte, a una temperatura más baja para aumentar la resistencia. Como método de enfriamiento después del atemperado, el enfriamiento al aire resulta deseable.
- 30

A continuación, el método para producir una tubería de acero sin juntas de acuerdo con la presente invención se explica con más detalle a modo de ejemplo.

Se prepara un tocho que tiene la composición química descrita en el punto (A).

- 35 El tocho se puede desbastar a partir de un bloque de acero tal como un tocho o plancha, o se puede colar por medio de CC redondo. No es necesario decir que el tocho también se puede formar a partir de un lingote.

A partir del tocho, se lamina en caliente la tubería. En particular, en primer lugar, se calienta el tocho a una temperatura dentro del intervalo de temperaturas en el que se pueda llevar a cabo la perforación y se somete a un proceso de perforación en caliente. La temperatura de calentamiento del tocho antes de la perforación está normalmente dentro del intervalo de 1100 a 1300 °C.

- 40 El medio para la perforación en caliente no está necesariamente restringido. Por ejemplo, se puede obtener una vaina hueca por medio del proceso de perforación de Mannesmann o similares.

La vaina hueca obtenida se somete a procesado por estiramiento y procesado de terminación.

- 45 El procesado de estiramiento es una etapa para la fabricación de una tubería de acero sin juntas que tiene una forma y tamaño deseados, mediante estiramiento de la vaina hueca que se ha perforado por medio de una máquina de perforación y regulación de tamaño. Esta etapa se puede llevar a cabo usando, por ejemplo, un molino de mandril o un laminador cerrado sobre mandril. También, el procesado de terminación se puede llevar a cabo usando un calibrador o similar.

- 50 La relación de procesado entre el procesado de estiramiento y el procesado de terminación no está necesariamente restringida. La temperatura de terminación en el procesado de terminación es preferentemente de 1100 °C o menos. No obstante, si la temperatura de terminación excede 1050 °C, en ocasiones se desarrolla una tendencia al engrosamiento de los granos cristalinos. Por tanto, la temperatura de terminación en el procesado de terminación es más preferentemente de 1050 °C o menos. A una temperatura no superior de 900 °C, el procesado resulta difícil de realizar, teniendo en cuenta el aumento de la resistencia de deformación, de manera que la formación de la tubería

se lleva a cabo preferentemente a una temperatura que excede 900 °C.

Como se muestra en la presente invención (3), la tubería de acero sin juntas que se ha sometido a procesado de terminación en caliente se puede enfriar al aire tal y como está. El “enfriamiento al aire” descrito en la presente memoria incluye “enfriar de forma natural” o “dejar enfriar”.

5 Adicionalmente, como se muestra en la presente invención (4), la tubería de acero sin juntas que se ha sometido a procesado de terminación en caliente se puede calentar de forma complementaria a una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$  y no superior a 1050 °C en línea, y se puede templar a partir de una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$ , es decir, a una temperatura dentro del intervalo de temperaturas de austenita. En este caso, dado que se lleva a cabo un tratamiento de dos templados que incluye el tratamiento de templado por recalentamiento en la etapa posterior [2], se puede realizar el refinado de los granos cristalinos.

10 Si se calienta de forma complementaria la tubería de acero sin juntas a una temperatura que excede 1050 °C, el engrosamiento de los granos de austenita se hace destacable, e incluso si se lleva a cabo el tratamiento de templado por recalentamiento en la etapa posterior [2], el refinado de los granos anteriores a austenita se vuelve difícil de llevar a cabo en algunos casos. El límite superior de la temperatura de calentamiento complementaria es preferentemente de 1000 °C. Como método para el templado a partir de una temperatura no menor que el punto de transformación  $Ar_3$ , un método general de templado en agua resulta rentable, no obstante, se puede usar cualquier método de templado en el que tenga lugar la transformación martensítica, y, por ejemplo, se puede usar un método de templado por bruma.

15 Además, como se muestra en la presente invención (5), la tubería de acero sin juntas que se ha sometido a procesado de terminación en caliente se puede templar directamente a partir de una temperatura no menor que el punto de transformación  $Ar_3$ , es decir, a partir de una temperatura en el intervalo de temperaturas de austenita. En este caso, dado que se lleva a cabo un tratamiento de dos templados que incluye el tratamiento de templado por recalentamiento en la etapa posterior [2], se puede realizar el refinado de los granos cristalinos. Como método para el templado a partir de una temperatura no menor que el punto de transformación  $Ar_3$ , un método general de templado en agua resulta rentable, no obstante, se puede usar cualquier método de templado en el que tenga lugar la transformación martensítica, y, por ejemplo, se puede usar un método de templado por bruma.

20 En los métodos descritos anteriormente, la tubería de acero sin juntas que se ha terminado por medio de procesado en caliente y posteriormente se ha enfriado, se somete a la “etapa de calentamiento del acero hasta una temperatura que excede el punto de transformación  $Ac_1$  y menor que el punto de transformación  $Ac_3$  y enfriamiento del acero” en la etapa [1], que es una etapa característica de la presente invención.

25 En la explicación siguiente, el calentamiento que se lleva a cabo en la etapa anterior [2], es decir, el calentamiento de la etapa [1] se denomina en ocasiones “tratamiento térmico intermedio”.

30 El tratamiento térmico intermedio preferentemente se lleva a cabo por medio de un aparato de calentamiento conectado a un aparato para templado del tratamiento térmico en línea, cuando se calienta de forma complementaria la tubería de acero sin juntas sometida a procesado de terminación en caliente, a una temperatura no menor que el punto de transformación  $Ar_3$  y no mayor que 1050 °C en línea, se temple desde una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$  y posteriormente se somete al tratamiento térmico intermedio, como se muestra en la presente invención (6). Además, el tratamiento térmico intermedio se lleva a cabo preferentemente por medio de un aparato de calentamiento conectado a un aparato de templado que lleva a cabo el templado directo cuando se temple directamente la tubería de acero sin juntas sometida a procesado de terminación en caliente, desde una temperatura no menor que el punto de transformación  $Ar_3$ , y se somete posteriormente al tratamiento térmico intermedio, como se muestra en la presente invención (7). Mediante el uso de aparatos de calentamiento, se logra un efecto suficiente de restricción de la fisuración de temporada.

35 Como ya se ha descrito, las condiciones de calentamiento de la etapa [1] se llevan a cabo a una temperatura que excede el punto de transformación  $Ac_1$  y menor que el punto de transformación  $Ac_3$ , es decir, a una temperatura en la región de dos fases de ferrita y austenita.

40 La tubería de acero sin juntas sometida a la etapa [1] se recalienta y se temple en la etapa [2], y además se atempera en la etapa [3].

45 Por medio de los métodos anteriormente descritos, se puede obtener una tubería de acero sin juntas de alta resistencia que sea excelente en cuanto a resistencia SSC, y por medio de los cuales también cabe esperar la mejora de tenacidad.

50 A continuación, se explica la presente invención más específicamente por referencia a los ejemplos. La presente invención no se limita a los ejemplos.

**Ejemplos**

(Ejemplo 1)

5 Los componentes de cada uno de los aceros A a L que tienen composiciones químicas proporcionadas en la Tabla 1 se regularon en un convertidor, y se sometió cada uno de los aceros A a L a colada continua, de modo que se preparó un tocho que tenía un diámetro de 310 mm. Adicionalmente, la Tabla 1 proporciona el punto de transformación  $Ac_1$  y el punto de transformación  $Ac_3$  que se calcularon mediante el uso de las fórmulas de Andrews [1] y [2] (K. W. Andrews: JISI, 203 (1965), pp., 721-727) descritas a continuación. Para cada acero, no se detectaron Cu, W y As en una concentración tal que ejercieran una influencia sobre el valor calculado.

$$\text{Punto } Ac_1 (\text{°C}) = 723 + 29,1 \times Si - 10,7 \times Mn - 16,9 \times Ni + 16,9 \times Cr + 6,38 \times W + 290 \times As \quad \dots [1]$$

10 
$$\text{Punto } Ac_3 (\text{°C}) = 910 - 203 \times C^{0,5} + 44,7 \times Si - 15,2 \times Ni + 31,5 \times Mo + 104 \times V + 13,1 \times W - (30 \times Mn + 11 \times Cr + 20 \times Cu - 700 \times P - 400 \times Al - 120 \times As - 400 \times Ti) \quad \dots [2]$$

en la que cada uno de C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, Ti, Al, W, As y P en las fórmulas significan el contenido en porcentaje en masa de ese elemento.

Tabla 1  
Composición química (en % en masa, equilibrio: Fe e impurezas)

Acero	Composición química (en % en masa, equilibrio: Fe e impurezas)																Ac <sub>1</sub> (°C)	Ac <sub>3</sub> (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	Al	N	O	V	Nb	B	Ca			Mg
A	0,26	0,28	0,46	0,011	0,0005	0,03	1,03	0,70	0,013	0,026	0,0043	0,0013	0,09	0,013	0,0011	0,0014		743	848
B	0,26	0,31	0,43	0,007	0,0005	0,03	1,06	0,68	0,014	0,040	0,0038	0,0006	0,09	0,028	0,0011	-		745	852
C	0,27	0,29	0,47	0,007	0,0005	0,03	1,04	0,71	0,014	0,040	0,0035	0,0012	0,09	0,014	-	0,0013		743	850
D	0,26	0,29	0,43	0,009	0,0028	0,03	1,05	0,69	0,018	0,037	0,0031	0,0006	-	0,028	0,0012	0,0012		744	845
E	0,26	0,24	0,44	0,009	0,0047	0,03	1,02	0,45	0,026	0,036	0,0042	0,0010	-	0,027	0,0012	0,0010		742	838
F	0,27	0,35	0,43	0,012	0,0008	0,01	0,63	0,32	0,013	0,048	0,0035	0,0012	0,05	-	0,0010	0,0023		739	848
G	0,35	0,26	0,43	0,011	0,0010	0,01	1,01	0,69	0,016	0,035	0,0036	0,0013	0,10	0,015	-	0,0015		743	837
H	0,40	0,26	0,43	0,011	0,0009	0,01	1,00	0,70	0,016	0,034	0,0027	0,0011	0,10	0,029	0,0010	0,0016	0,0005	743	829
I	0,39	0,27	0,41	0,014	0,0006	0,01	0,21	1,96	0,015	0,021	0,0032	0,0015	0,10	0,029	0,0011	0,0021	-	730	877
J	0,48	0,31	0,47	0,012	0,0014	0,01	1,06	0,67	0,010	0,029	0,0034	0,0008	0,10	0,012	-	0,0018	-	745	813
K	0,64	0,24	0,40	0,009	0,0009	0,01	1,00	0,71	0,010	0,028	0,0033	0,0009	0,10	0,014	-	0,0023	-	742	789
L	0,27	0,30	0,35	0,008	0,0012	0,01	0,85	0,95	0,007	0,035	0,0035	0,0012	-	-	-	-	-	758	828

- 5 Se calentó el tocho a 1250 °C, posteriormente se procesó en caliente y se terminó para dar lugar a una tubería de acero sin juntas que tenía una forma deseada. En particular, el tocho que se había calentado a 1250 °C en primer lugar se perforó por medio del uso de un molino de perforación de Mannesmann para obtener una vaina hueca. A continuación, se sometió la vaina hueca a procesado por estiramiento mediante el uso de un molino de mandril y procesado de terminación mediante el uso de un molino de reducción de estiramiento, y se terminó para dar lugar a una tubería de acero sin juntas que tenía un diámetro exterior de 244,48 mm, un espesor de pared de 13,84 mm, y una longitud de 12 m. La temperatura de terminación en el procesado de reducción de diámetro que usó el molino de reducción de estiramiento fue de aproximadamente 950 °C en todos los casos.
- 10 La tubería de acero sin juntas que se había sometido a terminación para que tuviera las dimensiones anteriormente descritas se enfrió en las condiciones que se proporcionan en la Tabla 2.
- 15 El "ILQ" de la Tabla 2 indica que la tubería de acero sin juntas terminada se calentó de forma complementaria en las condiciones de 950 °C x 10 minutos en línea, y se templó por medio de enfriamiento en agua. El "DQ" indica que la tubería de acero sin juntas terminada se enfrió con agua desde una temperatura no inferior a 900 °C, que es una temperatura no menor que el punto de transformación Ar<sub>3</sub>, sin calentamiento complementario, y se templó de manera directa. El "AR" indica que la temperatura de la tubería de acero sin juntas terminada se enfrió al aire hasta temperatura ambiente.
- 20 La tubería de acero sin juntas obtenida de este modo se cortó en trozos, y se sometió a tratamiento térmico intermedio experimentalmente en las condiciones que se presentan en la Tabla 2. El enfriamiento tras el tratamiento térmico intermedio fue enfriamiento al aire. El símbolo ".." en la columna de tratamiento térmico intermedio de la Tabla 2 indica que no se llevó a cabo el tratamiento térmico intermedio.
- 25 A partir de la tubería que se había enfriado al aire tras el tratamiento térmico intermedio, se cortó una muestra de ensayo para medir la dureza y se midió la dureza de Rockwell C (en lo sucesivo, abreviada como "HRC"). Se hizo la medición de HRC desde el punto de vista de evaluación de la resistencia a la fisuración de temporada. Si HRC es 41 o menos, especialmente 40 o menos, se puede considerar que se evita la aparición de la fisuración de temporada. Para una tubería de acero sin juntas de "AR", es decir, la tubería de acero que se enfrió al aire hasta temperatura ambiente una vez terminada, no tiene lugar la fisuración de temporada debido a que no se produce el templado de la tubería de acero. Por tanto, para la tubería de acero sometida a tratamiento térmico intermedio también se omitió la medición de HRC.
- 30 A continuación, la tubería de acero que se había enfriado el aire tras el tratamiento térmico intermedio se sometió a templado por recalentamiento experimentalmente en la etapa [2], en la que se calentó la tubería de acero a 920 °C durante 20 minutos y se templó. Por lo que respecta al templado por recalentamiento, para tuberías de acero que usan aceros A a F y L, se templó la tubería de acero mediante inmersión en un tanque o se enfrió rápidamente por medio del uso de un chorro de agua, y para tuberías de acero que usan aceros G a K, se enfrió la tubería de acero por medio de pulverización de agua en forma de bruma.
- 35 Después del templado por recalentamiento, se examinó el número de tamaño de los granos anteriores a austenita. Es decir, se cortó una muestra de ensayo a partir de la tubería de acero templada por recalentamiento, de forma que el corte transversal de la misma perpendicular a la dirección de longitud de la tubería (dirección de formación de la tubería) fuera una superficie a examinar, y se intercaló en una resina. De este modo, se reveló la frontera de grano anterior a austenita por medio del método de Bechet-Beujard, en el que se sometió a corrosión la muestra de ensayo por medio de una solución saturada acuosa de ácido pícrico y se examinó el número de tamaño de grano anterior a austenita conforme a ASTM E112-10.
- 40 Adicionalmente, la Tabla 2 proporciona el HRC en el caso en el que la tubería de acero se enfrió al aire tras el tratamiento térmico intermedio y el resultado de la medición del número de tamaño de grano anterior a austenita tras el templado por recalentamiento. En la Tabla 2, con fines de facilidad de descripción, se describe el HRC anteriormente descrito como "HRC tras el tratamiento térmico intermedio".
- 45

# ES 2 755 750 T3

Tabla 2

Ensayo Nº.	Acero	Condición de enfriamiento	Tratamiento térmico intermedio			HRC tras el tratamiento térmico intermedio	El número de tamaño de grano anterior austenita tras el templado por recalentamiento	
			Temp.de calentamiento (°C)	Tiempo de calentamiento (min)	Valor PL			
1	A	ILQ	760	60	20660	20,3	10,0	Ejemplo de la invención
2	A	ILQ	780	60	21060	24,4	10,6	
3	A	ILQ	800	30	21137	24,7	10,1	
4	A	ILQ	720 *	30	19561	30,0	8,4	Ejemplo Comparativo
5	A	ILQ	740 *	30	19955	26,1	8,5	
6	A	AR	. *	.	.	..	8,4	
7	B	ILQ	780	30	20743	24,5	10,3	Ejemplo de la invención
8	B	DQ	780	30	20743	25,2	10,4	
9	B	AR	780	60	20660	..	10,4	
10	B	IL	550 *	30	16212	40,8	8,8	Ejemplo Comparativo
11	B	DQ	550*	30	16212	40,7	9,1	
12	B	AR	. *	.	.	..	8,3	
13	C	ILQ	760	180	21153	20,0	10,4	Ejemplo de la invención
14	C	ILQ	780	30	20743	24,6	10,3	
15	C	ILQ	780	180	21562	23,8	10,4	
16	C	ILQ	800	180	21972	23,4	10,3	
17	C	ILQ	830	120	22392	28,5	10,0	
18	C	ILQ	740 *	30	19955	22,4	8,4	Ej. Comp.
19	D	ILQ	760	30	20349	18,3	10,0	Ejemplo de la invención
20	D	ILQ	760	180	21153	17,2	10,2	
21	D	ILQ	780	30	20743	22,4	10,5	
22	D	ILQ	780	180	21562	24,1	10,3	
23	D	ILQ	830	90	22254	30,3	10,0	
24	D	DQ	780	30	20743	22,2	10,4	Ej. Comp.
25	D	ILQ	650 *	30	18182	39,1	8,8	
26	E	ILQ	760	30	20349	16,6	10,0	
27	E	ILQ	760	60	20660	16,3	10,1	Ejemplo de la invención
28	E	ILQ	760	180	21153	15,3	10,5	
29	E	ILQ	780	180	21562	19,5	10,5	
30	E	DQ	780	30	20743	17,1	10,3	
31	E	DQ	710 *	180	20129	21,8	8,3	Ejemplo Comparativo
32	E	ILQ	710 *	300	20347	20,1	8,3	
33	F	ILQ	770	50	20777	17,0	9,7	Ejemplo de la invención
34	F	AR	770	50	20777	17,2	9,6	
35	F	ILQ	600	30	17197	30,4	8,3	Ej. Comp.
36	G	ILQ	760	60	20660	20,0	10,1	Ejemplo de la invención
37	G	ILQ	760	180	21153	20,5	10,5	
38	G	ILQ	780	180	21562	21,1	10,5	
39	G	DQ	800	30	21137	24,3	10,3	
40	H	AR	760	60	20660	19,5	10,2	
41	H	AR	760	180	21153	19,2	10,5	
42	H	AR	780	30	20743	20,4	10,5	
43	I	AR	760	60	20660	22,5	10,8	
44	I	AR	780	30	20743	23,8	10,8	
45	J	AR	780	30	20743	25,5	11,1	
46	K	AR	780	30	20743	26,5	11,2	
47	L	AR	810	60	21660	24,0	9,5	

$$PL = (T + 273) \times (20 + \log_{10}t)$$

[donde T es la temperatura de calentamiento (°C) y t es el tiempo de calentamiento (h)]

“.” en la columna de tratamiento térmico intermedio indica que no se llevó a cabo el tratamiento térmico intermedio.

5 “.” en la columna de HRC tras el tratamiento térmico intermedio indica que no se llevó a cabo la medición de HRC.

\* indica que las condiciones no cumplen las definidas por la presente invención.

La Tabla 2 demuestra claramente que independientemente de las condiciones de enfriamiento de la tubería de acero sin juntas, en los números de ensayo de las realizaciones de ejemplo de la presente invención en la que la tubería de acero se enfrió tras haberse calentado a una temperatura que excedía el punto de transformación  $Ac_1$  y menor que el punto de transformación  $Ac_3$  como se define en la presente invención, es decir, a una temperatura dentro de la región de dos fases de ferrita y austenita, el número de tamaño de grano anterior a austenita tras el templado por recalentamiento fue de 9,5 en el número de ensayo 47 incluso en el caso de los granos más gruesos, y en la mayoría de los casos, fue de 10 o más, indicando granos finos.

Aunque los números de tamaño de grano anterior a austenita de los números de ensayo 9, 34 y 40 a 47 de las realizaciones de ejemplo de la presente invención fueran de 9,5 a 11,2, los números de tamaño de grano anterior a austenita de los números de ensayo 6 y 12 de los ejemplos comparativos fueron 8,4 y 8,3, respectivamente. Resulta evidente que incluso en el caso en el que la tubería de acero sin juntas se enfríe al aire y no se temple tras el procesado de terminación, si se fabrica la tubería de acero por medio del método de acuerdo con la presente invención, se puede lograr un efecto de refinado excelente.

Además, en las realizaciones de ejemplo de la presente invención, el HRC en el caso de que la tubería de acero se enfríe al aire tras el tratamiento térmico inmediato fue de 30,3 o menos, de manera que no tiene lugar la fisuración de temporada.

Por el contrario, en los números de ensayo de los ejemplos comparativos en los cuales se enfrió la tubería de acero tras el calentamiento a una temperatura no superior al punto de transformación  $Ac_1$  que se desvía de la condición definida en la presente invención, los números de tamaño de grano anterior a austenita tras el templado por recalentamiento fueron como máximo de 9,1 (número de ensayo 11) y los granos fueron gruesos en comparación con las realizaciones de ejemplo de la presente invención.

Como se ha descrito anteriormente, resulta evidente que sometiendo al acero, que tiene la composición química definida en la presente invención y se ha procesado para obtener la forma deseada, a las etapas [1] y [2] definidas en la presente invención de forma secuencial, es decir, mediante enfriamiento del acero que se ha calentado a una temperatura que excede el punto de transformación  $Ac_1$  y menor que el punto de transformación  $Ac_3$  y posterior recalentamiento del acero a una temperatura no menor que el punto de transformación  $Ac_3$  y templado del mismo por medio de enfriamiento rápido, los granos anteriores a austenita se pueden volver finos. Mediante refinado de los granos anteriores a austenita, cabe esperar una mejora de la resistencia SSC y la tenacidad.

(Ejemplo 2)

Con el fin de confirmar la mejora de resistencia SSC debida al refinado de los granos anteriores a austenita, mejora que se logró por medio del método de la presente invención, se sometieron a atemperado en la etapa [3] algunas de las tuberías de acero sometidas a templado por recalentamiento descritas anteriormente (ejemplo 1). El atemperado se llevó a cabo por medio de calentamiento de la tubería de acero a una temperatura de 650 a 710 °C durante 30 a 60 minutos, de forma que YS se ajustara a aproximadamente 655 a 862 MPa (de 95 a 125 ksi) y el enfriamiento tras el atemperado fue enfriamiento al aire.

La Tabla 3 proporciona las condiciones específicas de atemperado junto con las condiciones de enfriamiento tras el procesado de terminación de la tubería de acero sin juntas y el número de tamaño de grano anterior a austenita tras el templado por recalentamiento. Los números de ensayo de la Tabla 3 corresponden a los números de ensayo de la Tabla 2 descrita anteriormente (ejemplo 1). De igual forma, los valores de  $a$  a  $d$  fijados en los números de ensayo 7 y 8 son marcas que significan que se produjo un cambio en las condiciones de atemperado.

A partir de cada una de las tuberías de acero atemperado, se cortó una muestra de ensayo para medir la dureza con objeto de medir el HRC.

De igual forma, a partir de la tubería de acero, la muestra de ensayo de tracción de barra redonda especificada en NACE TM0177 Método A, muestra que tiene una parte paralela que tiene un diámetro exterior de 6,35 mm y una longitud de 25,4 mm, se cortó para que la dirección longitudinal de la misma fuera la dirección de longitud de la tubería de acero (dirección de formación de la tubería de acero), y se examinaron las propiedades de tracción a temperatura ambiente. Basándose en el resultado del presente examen, se llevó a cabo el ensayo de carga constante especificado en NACE TM 0177 Método A para examinar la resistencia SSC.

Como solución de ensayo para el examen de la resistencia SSC, se usó una solución acuosa de 0,5 % de ácido acético + 5 % de cloruro sódico. Aunque se alimentó gas de ácido sulfhídrico de 0,1 MPa a esta solución, se impuso una tensión de un 90 % del valor de YS medido realmente (en lo sucesivo, "90 % de AYS") o una tensión de un 85 % del valor de YS de límite inferior nominal (en lo sucesivo, denominado "85 % de SMYS"), de manera que se llevó a cabo el ensayo a carga constante.

Específicamente, en los números de ensayo 1 a 5, 14, 21, 23, 26, 38, 42 y 44 a 47 proporcionados en la Tabla 3, se llevó a cabo el ensayo a carga constante imponiendo el 90 % de AYS. De igual forma, en los números de ensayo 7a a 12 y 33 a 35, se llevó a cabo el ensayo a carga constante imponiendo 645 MPa como el 85 % de SMYS considerando el nivel de resistencia como clase de 110 ksi en el que YS es de 758 a 862 MPa (de 110 a 125 ksi) a



## ES 2 755 750 T3

partir del examen del resultado de las propiedades de tracción. En cada uno de los números de ensayo, se evaluó la resistencia SSC por medio del tiempo de ruptura más corto, haciendo que el número de ensayos fuera de 2 o 3. Cuando no se produjo la ruptura en el ensayo de 720 horas, el ensayo a carga constante fue discontinuo en ese tiempo.

- 5 Adicionalmente, la Tabla 3 proporciona los resultados de examen de HRC, propiedades de tracción y resistencia SSC. El tiempo de ruptura más corto ">720" en la columna de resistencia SSC de la Tabla 3 indica que todas las muestras de ensayo no se rompieron en el ensayo de 720 horas. En el caso anteriormente descrito, en la Tabla 3, se describió la marca "o" en la columna de evaluación considerando que la resistencia SSC fue excelente. Por otra parte, en caso de que el tiempo de ruptura no fuera mayor que 720 horas, se describió la marca "x" en la columna de evaluación considerando que la resistencia SSC fue escasa.
- 10

Table 3

Ensayo N°.	Acero	Condición de enfriamiento	Número de tamaño de grano anterior a austenita tras templado por recalentamiento	Atemperado		HRC	Propiedades de tracción				Resistencia SSC			Evaluación
				Temperatura de calentamiento (°C)	Tiempo de calentamiento (min)		YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	Tensión de carga	Tiempo de ruptura más corto (h)	Ejemplo de la invención		
													YS (MPa)	
1	A	ILQ	10,0	705	45	27,1	800	884	90,5	90 % AYS	>720	o	Ejemplo de la invención	
2	A	ILQ	10,6	705	45	27,1	802	879	91,2	90 % AYS	>720	o		
3	A	ILQ	10,1	705	45	28,4	824	904	91,2	90 % AYS	>720	o		
4*	A	ILQ	8,4	705	45	27,2	777	878	88,5	90 % AYS	286,3	x	Ejemplo Comparativo	
5*	A	ILQ	8,5	705	45	26,9	779	873	89,2	90 % AYS	330	x		
7a	B	ILQ	10,3	710	30	27,4	792	867	91,4	85 % SMYS	>720	o		
7b	B	ILQ	10,3	700	45	27,3	838	921	90,9	85 % SMYS	>720	o		
7c	B	ILQ	10,3	700	45	28,7	841	916	91,8	85 % SMYS	>720	o		
7d	B	ILQ	10,3	700	30	29,3	863	934	92,3	85 % SMYS	>720	o		
8a	B	DQ	10,4	705	60	27,6	783	853	91,8	85 % SMYS	>720	o		
8b	B	DQ	10,4	705	30	27,7	811	887	91,4	85 % SMYS	>720	o		
8c	B	DQ	10,4	700	45	29,7	835	911	91,7	85 % SMYS	>720	o		
9	B	AR	10,4	705	30	27,6	801	885	90,6	85 % SMYS	>720	o		
10*	B	IL	8,8	710	30	28,3	804	893	90,0	85 % SMYS	231	x	Ejemplo Comparativo	
11*	B	DQ	9,1	705	30	29,9	814	904	90,1	85 % SMYS	368	x		
12*	B	AR	8,3	710	30	26,8	798	895	89,1	85 % SMYS	479,6	x		
14	C	ILQ	10,3	705	60	27,0	782	861	90,8	90 % AYS	>720	o		
21	D	ILQ	10,5	705	30	23,5	723	829	87,2	90 % AYS	>720	o		
23	D	ILQ	10,0	705	30	24,1	737	828	89,0	90 % AYS	>720	o		
26	E	ILQ	10,0	695	30	25,0	729	832	87,6	90 % AYS	>720	o		
33	F	ILQ	9,7	680	60	26,3	793	862	92,0	85 % SMYS	>720	o		
34	F	AR	9,6	685	45	25,8	789	865	91,2	85 % SMYS	>720	o		
35*	F	ILQ	8,3	650	30	27,0	810	912	88,8	85 % SMYS	205	x	Ej. Comp.	
38	G	ILQ	10,5	700	60	28,5	826	907	91,1	90 % AYS	>720	o		
42	H	AR	10,5	705	60	29,1	839	932	90,0	90 % AYS	>720	o		
44	I	AR	10,8	690	60	29,9	897	933	96,1	90 % AYS	>720	o		
45	J	AR	11,1	710	60	29,7	863	939	92,0	90 % AYS	>720	o		
46	K	AR	11,2	705	60	30,5	887	943	94,1	90 % AYS	>720	o		
47	L	AR	9,5	700	60	23,0	703	790	89,0	90 % AYS	>720	o		

La Tabla 3 muestra evidentemente que cuando se somete el acero, en el que se logra el refinado de los granos anteriores a austenita por medio de realización secuencial de las etapas [1] y [2] definidas en la presente invención, a tratamiento de atemperado en la etapa [3], se puede obtener una excelente resistencia SSC.

**Aplicabilidad industrial**

- 5 De acuerdo con la presente invención, debido a que el refinado de los granos anteriores a austenita se puede llevar a cabo gracias a un medio económicamente rentable, es posible obtener una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia de SSC a bajo coste. De igual forma, por medio de la presente invención, se puede producir una tubería de acero para pozo petrolífero sin juntas de acero de baja aleación de alta resistencia, excelente en cuanto a resistencia de SSC, a coste relativamente bajo. Además, de acuerdo con la presente
- 10 invención, cabe esperar la mejora de la tenacidad debida al refinado de los granos anteriores a austenita.

**REIVINDICACIONES**

1.- Un método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro, en el que un acero que tiene la composición química que consiste, en porcentaje en masa, en, C: de un 0,15 a un 0,65 %, Si: de un 0,05 a un 0,5 %, Mn: de un 0,1 a un 1,5 %, Cr: de un 0,2 a un 1,5 %, Mo: de un 0,1 a un 2,5 %, Ti: de un 0,005 a un 0,50 %, Al: de un 0,001 a un 0,50 %, opcionalmente al menos uno seleccionado entre los elementos mostrados en (a) y (b), y el equilibrio de Fe e impurezas, en el que Ni, P, S, N y O entre las impurezas son Ni: un 0,1 % o menos, P: un 0,04 % o menos, S: un 0,01 % o menos, N: un 0,01 % o menos, y O: un 0,01 % o menos, y que se ha procesado en caliente para obtener una forma deseada se somete secuencialmente a las etapas siguientes de [1] a [3]:

5 [1] Una etapa de calentamiento del acero a una temperatura que excede el punto de transformación  $Ac_1$  y menor que el punto de transformación  $Ac_3$  y enfriamiento del acero;

[2] Una etapa de recalentamiento a una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ac_3$  e inactivación del acero por medio de enfriamiento rápido; y

[3] Una etapa de atemperado del acero a una temperatura no mayor que el punto de transformación  $Ac_1$ ;

15 (a) Nb: un 0,4 % o menos, V: un 0,5 % o menos y B: un 0,01 % o menos;

(b) Ca: un 0,005 % o menos, Mg: un 0,005 % o menos y REM: un 0,005 % o menos, y

en el que

en la etapa [1] el valor de PL es de 23.500 o menor, en el que PL se expresa por medio de

$$PL = (T + 273) \times (20 + \log_{10}t),$$

20 en la que T es la temperatura de calentamiento (°C) y t es el tiempo de calentamiento (h), y

el punto de transformación  $Ac_1$  y el punto de transformación  $Ac_3$  se calculan por medio de

$$\text{Punto } Ac_1 \text{ (}^\circ\text{C)} = 723 + 29,1 \times Si - 10,7 \times Mn - 16,9 \times Ni + 16,9 \times Cr + 6,38 \times W + 290 \times As,$$

y

25 
$$\text{Punto } Ac_3 \text{ (}^\circ\text{C)} = 910 - 203 \times C^{0,5} + 44,7 \times Si - 15,2 \times Ni + 31,5 \times Mo - 104 \times V + 13,1 \times W - (30 \times Mn + 11 \times Cr + 20 \times Cu - 700 \times P - 400 \times Al - 120 \times As - 400 \times Ti),$$

en las que cada uno de C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, Ti, Al, W, As y P en las fórmulas significan el contenido en porcentaje en masa de ese elemento.

2.- El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro de acuerdo con la reivindicación 1, en el que el acero que tiene la composición química de acuerdo con (1) se termina en caliente para dar lugar a una tubería de acero sin juntas y se enfría al aire, y posteriormente se somete secuencialmente a las etapas de [1] a [3].

3.- El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro de acuerdo con la reivindicación 1, en el que después de haber sometido el acero que tiene la composición química de acuerdo con la reivindicación 1 a terminación en caliente para dar lugar a una tubería de acero sin juntas, se calienta el acero de forma complementaria a una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$  y no mayor que 1050 °C en línea, y después de templar desde una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$ , se somete el acero secuencialmente a las etapas [1] a [3].

4.- El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro de acuerdo con la reivindicación 1, en el que tras haber sometido al acero que tiene la composición química de acuerdo con (1) a terminación en caliente para dar lugar a una tubería de acero sin juntas, se temple directamente el acero desde una temperatura no inferior al punto de transformación  $Ar_3$  y posteriormente se somete secuencialmente a las etapas [1] a [3].

5.- El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro de acuerdo con la reivindicación 3, en el que el calentamiento de la etapa [1] se lleva a cabo por medio de un aparato de calentamiento conectado a un aparato para el templado del tratamiento térmico en línea.

6.- El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro de acuerdo con la reivindicación 4, en el que el calentamiento de la etapa [1] se lleva a cabo por medio de un aparato de calentamiento conectado a un aparato de templado que lleva a cabo el templado directo.

7.- El método para producir una tubería de acero sin juntas que tiene elevada resistencia y excelente resistencia a la fisuración por tensión de sulfuro de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en el que la temperatura de recalentamiento de la etapa [2] es (punto de transformación  $A_{c_3} + 100$  °C) o menos.