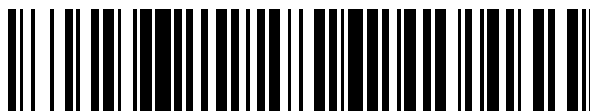


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 721 473**

51 Int. Cl.:

| | |
|-------------------|-----------|
| C21D 8/10 | (2006.01) |
| C22C 38/00 | (2006.01) |
| C22C 38/28 | (2006.01) |
| C22C 38/32 | (2006.01) |
| C21D 9/08 | (2006.01) |
| C22C 38/04 | (2006.01) |
| C22C 38/14 | (2006.01) |
| C22C 38/18 | (2006.01) |

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **30.03.2010 PCT/JP2010/055713**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **07.10.2010 WO10113953**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **30.03.2010 E 10758724 (8)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **20.02.2019 EP 2415884**

54 Título: **Método para producir tubos de acero sin soldadura**

30 Prioridad:

30.03.2009 JP 2009082700

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

31.07.2019

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**KONDO, KEIICHI;
ABE, TOSHIHARU;
KONDO, KUNIO;
YANO, YUICHI y
ARAI, YUJI**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 721 473 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 tubos de acero sin soldadura

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a un método para fabricar tubos de acero sin soldadura de baja aleación. Más particularmente, se refiere a un método para fabricar tubos de acero sin soldadura de baja aleación que tienen una excelente tenacidad en el temple directo o en el tratamiento térmico en línea, y también a un método del mismo capaz de prevenir la fractura retardada en el procedimiento de fabricación. La expresión "tratamiento térmico en línea" se refiere a un procedimiento que comprende: (a) calentamiento complementario de tubos de acero laminados en caliente en un horno de termodifusión complementario a una temperatura superior a la del punto Ar_3 sin etapa para el enfriamiento después del laminado en caliente; y (b) a continuación el temple de los tubos inmediatamente después de sacarlos del horno de termodifusión complementario. De aquí en adelante, la expresión "etapa de tratamiento térmico en línea" se refiere a la etapa para calentar complementariamente y a continuación templar, y la expresión "método de tratamiento térmico en línea" se refiere al método de la misma.

Antecedentes de la técnica

15 Desde el punto de vista de la fiabilidad, los tubos de acero sin soldadura son ampliamente usados principalmente en aplicaciones tales como productos tubulares de campo petrolífero (OCTG), tubos de conducción y similares que se requiere que tengan una alta resistencia a la corrosión y tenacidad. En estas aplicaciones se usan tubos de acero sin soldadura hechos de varios tipos de aceros de baja aleación. Al fabricar los tubos de acero sin soldadura, para incrementar las propiedades de resistencia y tenacidad, los tubos de acero a menudo se someten a un tratamiento térmico de los tubos laminados en caliente, tal como temple y revenido. Como método para el tratamiento térmico, tal como temple y revenido, se ha practicado un procedimiento convencional de recalentamiento y temple, en el que los tubos laminados en caliente se enfrían una vez y a continuación se recalientan hasta el punto de transformación Ac_3 o una temperatura más alta en un horno de tratamiento térmico fuera de línea seguido de temple y, acto seguido, revenido a una temperatura no superior al punto de transformación Ac_1 . Sin embargo, al mismo tiempo, desde el punto de vista del ahorro de etapas del procedimiento y de energía, se ha investigado y mejorado un procedimiento de temple directo, en el que los tubos calientes laminados en bruto se templean inmediata y directamente desde el punto de transformación Ar_3 o una temperatura más alta que está basada en un calor potencial de los tubos calientes laminados en bruto y a continuación se revienen.

30 El Documento de Patente 1 ha descrito un método para fabricar tubos de acero de alta resistencia excelentes en resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensión por sulfuros, que comprende las etapas de convertir las palanquillas coladas continuamente de un acero de baja aleación que tiene una composición específica en tubos de acero sin soldadura a una temperatura no inferior al punto de transformación Ac_3 , templando directamente los tubos de acero, recalentando los tubos de acero hasta el intervalo de temperatura desde el punto de transformación Ac_3 hasta una temperatura del punto de transformación $Ac_3 + 100^\circ C$, y templando los tubos de acero de nuevo de esta temperatura, y una etapa de revenir los tubos de acero a una temperatura no superior al punto de transformación Ac_1 . Este es un método en el que el recalentamiento y el temple se añaden antes de la etapa de revenido del procedimiento de temple directo simple. Con este método, la resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensión por sulfuro se mejora significativamente por un refinado de grano en comparación con el simple procedimiento de temple directo.

40 El Documento de Patente 2, similarmente al Documento de Patente 1, ha descrito un método para fabricar tubos de acero de alta resistencia que comprende una etapa de realizar el recalentamiento y temple después del temple directo, en el que los tubos de acero se templean y revienen directamente en condiciones específicas para controlar los carburos precipitados.

45 El Documento de Patente 3 ha descrito un método para fabricar tubos de acero sin soldadura de alta resistencia excelentes en resistencia al agrietamiento bajo tensión por sulfuro (de aquí en adelante, "resistencia al SSC") en el que las palanquillas de un acero de baja aleación que tiene una composición específica se perforan en caliente y se laminan para producir tubos de acero sin soldadura. En este método, las palanquillas se perforan y a continuación se laminan hasta un acabado con una reducción de área del 40% o más a la temperatura de acabado de 800 a 1050°C, siendo sometidas a continuación a "recalentamiento" en condiciones específicas en el intervalo de temperatura de 850 a 1100°C, y a continuación los tubos de acero se someten inmediatamente a "temple directo" y se revienen a una temperatura no superior al punto de transformación Ac_1 . Este documento también describe un método en el que el recalentamiento y temple se realizan una o dos veces después del "temple directo".

55 El término "recalentamiento" descrito en la reivindicación 1 del documento de patente 3 no se refiere a un recalentamiento desde la temperatura ambiente, sino que se refiere a un recalentamiento realizado en el camino desde la etapa de laminado de acabado hasta la etapa de temple directo, y por lo tanto corresponde al "calentamiento complementario" en esta descripción. El Documento de Patente 3 describe que este "recalentamiento" contribuye a hacer finos los granos de cristal como tratamiento de recristalización. La expresión "temple directo" se usa en el documento de patente 3, y el procedimiento de "temple directo" y el procedimiento

precedente corresponden al tratamiento térmico en línea en esta descripción. Es decir, el Documento de Patente 3 se refiere a una técnica de mejora del método de tratamiento térmico en línea, o una técnica en la que el recalentamiento y el temple se combinan con la etapa de tratamiento térmico en línea.

5 El documento de patente 4 también ha descrito un método para fabricar tubos de acero sin soldadura. En este método, después de que se ha realizado la perforación-laminado a una tasa de deformación específica, los tubos se laminan a una tasa de deformación media específica, a una relación de trabajo del 40% o más, y a una temperatura de acabado de 800 a 1050°C usando un grupo de trenes de laminado en el que un tren de laminado de alargamiento continuo y un tren de laminado de acabado están dispuestos cerca. A partir de ahí, los tubos de acero producidos se templan a una temperatura no superior al punto de transformación Ar_3 a una velocidad de enfriamiento de 10 80°C/minuto o más, los tubos de acero enfriados se recalientan a de 850 a 1000°C, y a continuación se someten a un procedimiento de temple y revenido sucesivos.

15 Este método para fabricar acero sin soldadura, en el que las etapas se llevan a cabo en una serie de líneas continuas, se caracteriza por el hecho de que una vez finalizado el laminado a alta temperatura, los tubos de acero se enfrían a una temperatura no superior al punto de transformación Ar_3 (el enfriamiento se detiene a mitad de camino), y a continuación se recalientan, por lo que se permite que tenga lugar la transformación inversa de la fase ferrítica de la estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC) a la fase austenítica de la estructura cúbica centrada en las caras (FCC).

Documentos relacionados

Documento de patente

20 [Documento de Patente 1] JP6-220536A

[Documento de patente 2] JP2000-297344A

[Documento de patente 3] JP8-311551A

[Documento de Patente 4] JP9-287028A

Sumario de la invención

25 Problema a resolver por la invención

Como se describe anteriormente, se han descrito un gran número de técnicas mejoradas de temple directo o tratamiento térmico en línea (de aquí en adelante, a veces denominadas colectivamente "temple directo o similares") en las que el recalentamiento y el temple (o el subsecuente revenido adicional) se combinan con el procedimiento de temple directo o el método de tratamiento térmico en línea.

30 Como se describe en el Documento de Patente 4, los tubos de acero sin soldadura se pueden fabricar de manera eficiente en una línea continua. Sin embargo, si se hace un intento de llevar a cabo la invención del Documento de Patente 4, el problema es que se requieren grandes inversiones en equipo y, al mismo tiempo, se imponen restricciones al período de tiempo de tratamiento y similares en cada etapa del procedimiento debido a la línea continua.

35 Por otra parte, los métodos descritos en los documentos de patente 1 a 3 no se llevan a cabo necesariamente en una línea continua. Por lo tanto, al proporcionar un equipo de enfriamiento rápido para el temple en el lado de salida del tren de laminado de acabado para que los tubos se laminen en caliente, o al proporcionar equipo de calentamiento complementario antes del primer temple en el lado de salida del tren de laminado de acabado y al proporcionar equipo de enfriamiento rápido en el lado de salida del equipo de calentamiento complementario, los métodos se pueden llevar a cabo usando adicionalmente un horno de calentamiento para temple, el equipo de enfriamiento rápido para temple y un horno de temple, todos los cuales están fuera de línea. Eso quiere decir que los métodos descritos en los Documentos de Patente 1 a 3 se pueden llevar a cabo fácilmente modificando parcialmente o usando el equipo existente en comparación con el método descrito en el Documento de Patente 4.

45 Sin embargo, en el caso en el que las etapas de y subsecuentes al recalentamiento para el segundo temple (recalentamiento y temple) se llevan a cabo fuera de línea, los tubos de acero se deben transportar al lado de entrada del horno de temple fuera de línea después de completar el primer temple (temple directo o similares), y en algunos casos, se deben almacenar hasta que se inicien el recalentamiento y el temple. En este caso, existe un problema de agrietamiento por choque en el momento del transporte de los tubos de acero y agrietamiento de almacenamiento en el momento del almacenamiento de los mismos. Se cree que el agrietamiento por choque o el agrietamiento de almacenamiento son un tipo de fractura retardada y es probable que ocurra en los tubos de acero templados en bruto.

50 Al combinar el recalentamiento y temple y revenido fuera de línea con el temple directo o tratamiento térmico en línea, se suprime el incremento del tamaño de grano de austenita anterior y, por lo tanto, se mejora la tenacidad. Sin embargo, en el caso del acero de baja aleación, para conseguir el efecto de temple en el temple directo, se necesita

un enfriamiento rápido, generalmente enfriamiento con agua. Por lo tanto, en los tubos de acero de baja aleación en tal estado, es probable que se produzca una fractura retardada, tal como el agrietamiento por choque, que es probable que provoque un problema en el procedimiento de transporte al equipo de temple fuera de línea.

5 Además, los documentos JP59-232220, EP-1914324 y JP-62-120430 se refieren a la fabricación de tubos sin soldadura que incluye una etapa de temple y revenido.

10 Un objetivo de la presente invención es proporcionar un método para fabricar tubos de acero sin soldadura, en el que los tubos de acero sin soldadura de baja aleación, una vez que se templen mediante temple directo o similares, se tratan térmicamente fuera de línea mediante recalentamiento y temple y revenido, lo que puede suprimir la aparición de fractura retardada, tal como agrietamiento por choque y agrietamiento por almacenamiento sin una influencia adversa en el rendimiento del producto.

Medios para resolver el problema

Los presentes inventores realizaron con seriedad estudios y experimentos repetidos sobre los medios para suprimir el agrietamiento por choque, y como resultado obtuvieron los siguientes hallazgos de (a) a (f).

15 (a) Considerando las experiencias operativas en las fábricas, la dureza del acero de HRC 42 o inferior en la etapa anterior al recalentamiento y temple, preferentemente HRC 41 o inferior, no causaría problemas subsecuentemente un choque usual en la etapa de transporte. Además preferentemente, la dureza del mismo es HRC 40 o inferior.

20 (b) Para proporcionar la dureza del acero de HRC 42 o inferior, preferentemente HRC 41 o inferior, y más preferentemente HRC 40 o inferior, en la etapa anterior al recalentamiento y temple, la dureza de un tubo de acero sin soldadura debe ser HRC 42 o inferior, preferentemente HRC 41 o inferior, y más preferentemente HRC 40 o inferior, en el momento en que los tubos de acero se producen a alta temperatura y se someten a temple directo y antes de que se transporten desde la línea en la que se han llevado a cabo estos procedimientos.

25 (c) Es ampliamente conocido que usualmente la dureza del acero templado en bruto es alta y se disminuye por revenido. Por lo tanto, al incorporar la etapa de revenido después del temple directo y antes del transporte hacia el exterior de la línea, la dureza del acero se puede disminuir, de modo que se pueda suprimir la fractura retardada, tal como el agrietamiento por choque en el momento del transporte.

30 (d) Sin embargo, se ha encontrado que, en el caso de que el revenido ordinario se realice después del temple directo, el recalentamiento y temple y revenido fuera de línea pueden fomentar una tendencia al aumento del tamaño de grano de austenita anterior y se puede perder la importancia del temple y revenido combinados fuera de línea. En el caso en que una pluralidad de etapas de temple esté presente en el procedimiento, el "tamaño de grano de austenita anterior" se refiere a uno que se observa en la etapa después de se ha completado la etapa de temple final.

(e) Se ha revelado que la disminución en el tamaño de grano de austenita anterior y la mejora en la resistencia al agrietamiento por choque se logran ambos al realizar un tratamiento térmico en un intervalo de condiciones específicas después del temple directo.

35 Este tratamiento térmico depende de la temperatura del tratamiento térmico. Es preferible que un valor de PL se ajuste en un intervalo predeterminado usando la siguiente fórmula (1) como parámetro de Larson-Miller, por lo que la dureza del acero se puede ajustar en un intervalo satisfactorio:

$$PL = [T + 273] \times [19.78 + \log(t)] \quad (1)$$

40 en la que T es la temperatura de tratamiento térmico (°C), t es el período de tiempo de tratamiento térmico (h) y log es logaritmo decimal.

(f) Lo anterior es una explicación de un caso en el que el temple directo se realiza después del laminado de acabado en caliente. Sin embargo, en el caso de que, después del laminado de acabado en caliente, los tubos de acero se calienten en un horno de calentamiento complementario y a continuación se templen, también se puede conseguir el mismo efecto. Y así se puede conseguir en el caso del método de tratamiento térmico en línea.

45 La presente invención se ha completado en base a los hallazgos descritos anteriormente, y los métodos para fabricar tubos de acero sin soldadura se describen en las reivindicaciones 1 y 2.

Efectos de la invención

50 Según la presente invención, en el procedimiento de fabricación de tubos de acero sin soldadura de baja aleación en el que los tubos de acero, una vez templados por temple directo o similares, se tratan térmicamente fuera de línea por medio de recalentamiento, que puede suprimir la aparición de fracturas retardadas, tales como agrietamiento por choque y agrietamiento por almacenamiento sin una influencia adversa en el rendimiento de producto.

Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 es un gráfico que muestra la relación entre el valor de PL y la dureza después del tratamiento térmico.

La Figura 2 es un gráfico que muestra la relación entre el valor de PL y el tamaño de grano de austenita (γ) después del recalentamiento y temple.

5 Descripción de las realizaciones

Ahora se describirá con detalle un método para fabricar tubos de acero sin soldadura de baja aleación según la presente invención.

A. Composición química del acero de baja aleación.

10 El método para fabricar tubos de acero sin soldadura según la presente invención se lleva a cabo por medio de un procedimiento en el que palanquillas que cada una tiene una composición específica de acero de baja aleación se perforan y se laminan en caliente, y el tubo laminado se somete además a un tratamiento térmico. En primer lugar, se explica la composición química del acero de baja aleación especificado en el método para fabricar tubos de acero sin soldadura de baja aleación según la presente invención. En lo sucesivo, el símbolo "%" quiere decir "porcentaje en masa".

15 C: de 0.15 a 0.30%

20 El C (carbono) es un elemento necesario para mejorar la templabilidad del acero para mejorar la resistencia. Sin embargo, si el contenido de C es inferior al 0.15%, el efecto del temple es bajo y no se puede obtener una resistencia suficiente. Por otra parte, si el contenido de C supera el 0.35%, la resistencia al agrietamiento por choque disminuye notablemente, y en algunos casos, el efecto de la presente invención no se puede conseguir. Además, las grietas de temple se pueden formar en el tubo de acero solo por la operación de temple. Por lo tanto, el contenido de C tiene que ser de 0.15% a 0.30%. El contenido de C preferible es de 0.20 a 0.30%.

Si: de 0.05 a 0.5%

25 El Si (silicio) es un elemento que es necesario para la desoxidación del acero y es efectivo para mejorar la resistencia al ablandamiento por temple para mejorar la resistencia al SSC. Sin embargo, un contenido excesivo del mismo puede tener un efecto de fragilización del acero. Para el propósito de la desoxidación y la mejora de la resistencia al SSC, necesita contener un 0.05% o más de silicio, pero el contenido de Si que exceda de 0.5% afecta adversamente a la tenacidad y la resistencia al SSC. Por lo tanto, el contenido de Si tiene que ser de 0.05 a 0.5%. El contenido de Si preferible es de 0.10 a 0.35%.

Mn: de 0.1 a 1.5%

30 El Mn (manganeso) está contenido para desoxidación y desulfuración. Sin embargo, si el contenido de Mn es inferior al 0.1%, el efecto del mismo es pobre. Por otra parte, el contenido de Mn que excede del 1.5% disminuye la tenacidad y la resistencia al SSC del acero. Por lo tanto, el contenido de Mn tiene que ser de 0.1 a 1.5%. El contenido de Mn preferible es de 0.20 a 0.70%.

Cr: de 0.2 a 1.5%

35 El Cr (cromo) es un elemento que asegura la templabilidad del acero, mejora la resistencia del mismo y aumenta la resistencia al SSC del mismo. Sin embargo, el contenido de Cr inferior al 0.2% no puede conseguir un efecto satisfactorio, y el contenido de Cr que excede del 1.5% más bien disminuye la tenacidad y la resistencia al SSC. Por lo tanto, el contenido de Cr tiene que ser de 0.2 a 1.5%. El contenido de Cr preferible es de 0.3 a 1.0%.

Mo: de 0.1 a 1.5%

40 El Mo (molibdeno) mejora la templabilidad del acero para asegurar una alta resistencia y mejora la resistencia al ablandamiento por revenido. Como resultado, el molibdeno permite el revenido a altas temperaturas y es efectivo para mejorar la resistencia al SSC. Sin embargo, el contenido de Mo inferior al 0.1% reduce estos efectos y, por otra parte, el contenido de Mo que excede del 1.5% satura estos efectos y disminuye la resistencia al SSC inversamente por medio de la segregación. Por lo tanto, el contenido de Mo tiene que ser de 0.1 a 1.5%. El contenido de Mo preferible es de 0.3 a 0.8%.

45 Ti: de 0.005 a 0.50%

50 El Ti (titanio) precipita en forma de carbonitruros finos en el procedimiento de elevación de la temperatura de recalentamiento para el temple fuera de línea, y consigue un efecto de prevenir el incremento del tamaño de grano cristalino y el crecimiento anormal de grano en el momento del recalentamiento y temple. Además, el titanio tiene un efecto de fijación de nitrógeno, que es una impureza en el acero. Por lo tanto, cuando se añade boro en el acero, el titanio tiene un efecto de permitir que exista boro en el acero en un estado de disolución sólida en el momento del

temple para mejorar la templabilidad del acero. Sin embargo, el contenido de Ti inferior al 0.005% reduce estos efectos y, por otra parte, el contenido de Ti que excede del 0.50% deteriora la tenacidad del acero. Por lo tanto, el contenido de Ti tiene que ser de 0.005 a 0.50%. El contenido de Ti preferible es de 0.01 a 0.10%.

Nb: de 0.005 a 0.4%

- 5 Cuando contiene Nb (niobio) y se realiza un calentamiento complementario después del laminado de acabado final, el niobio precipita como carbonitruros finos para prevenir el incremento del tamaño del grano cristalino y el crecimiento anormal del grano durante el recalentamiento y temple. Además, el niobio soluto precipita finamente en forma de carbonitruros durante el revenido después del temple directo, y consigue un efecto de disminución del tamaño de grano de austenita anterior y mejora la resistencia al SSC. Sin embargo, el contenido de Nb superior al 0.4% deteriora la tenacidad del acero. Por lo tanto, el contenido de Nb tiene que ser del 0.4% o menos. El contenido de Nb preferible es 0.1% o menos. Para conseguir de manera estable el efecto del contenido de Nb, el contenido de Nb es preferentemente de 0.005% o más. Más preferentemente, el contenido de Nb es de 0.01% o más.

Al: de 0.001 a 0.50%

- 15 El Al (aluminio) es un elemento efectivo para la desoxidación del acero. Sin embargo, el contenido de Al inferior al 0.001% no puede conseguir un efecto deseado, y el contenido de Al que excede del 0.50% incrementa las inclusiones que deterioran la tenacidad del acero. El engrosamiento de las inclusiones disminuye la resistencia al SSC. Por lo tanto, el contenido de Al tiene que ser de 0.001 a 0.50%.

B: de 0.0001% a 0.01%

- 20 El B (boro) incrementa la templabilidad del acero y mejora la resistencia al SSC. Sin embargo, el contenido de B que excede del 0.01% disminuye la tenacidad y la resistencia al SSC del acero. Por lo tanto, el contenido de B tiene que ser de 0.01% o menos. Aunque el efecto del boro se puede conseguir con el contenido de 0.0001% o superior, contiene preferentemente 0.0005% o superior de boro para conseguir de manera estable el efecto del boro. Cuando el contenido de Ti es insuficiente y el nitrógeno se fija insuficientemente por el titanio, el nitrógeno soluto se combina con el boro para formar BN, de modo que la concentración efectiva de B disminuye. La cantidad añadida de B se debe determinar considerando los contenidos de Ti y N.

- 25 La composición química del tubo de acero sin soldadura según la presente invención consiste en el equilibrio de Fe e impurezas además de los componentes descritos anteriormente. Las impurezas como se usa aquí se refiere a componentes que coexisten debido a varios factores en el procedimiento de fabricación, que incluyen las materias primas como el mineral de hierro y la chatarra, cuando los tubos de acero sin soldadura se fabrican a escala industrial, y que se permiten en la medida en que la presente invención no se ve afectada negativamente.

En la presente invención, los contenidos de Ni, P, S, N y O (oxígeno) en las impurezas se deben restringir como se describe a continuación.

Ni: 0.1% o menos

- 35 El Ni (níquel) reduce la resistencia al SSC del acero, y si el contenido de Ni excede del 0.1%, la resistencia al SSC disminuye notablemente. Por lo tanto, el contenido de Ni como elemento de impurezas tiene que ser del 0.1% o menos.

P: 0.04% o menos

- 40 El P (fósforo) se segrega en el borde de grano para disminuir la tenacidad y la resistencia al SSC del acero, y el contenido de P que excede del 0.04% disminuye notablemente la tenacidad y la resistencia al SSC. Por lo tanto, el límite superior del contenido de P como elemento de impurezas es de 0.04%. Preferentemente, el contenido de P es de 0.025% o menos.

S: 0.01% o menos

- 45 El S (azufre) produce inclusiones gruesas para disminuir la tenacidad y la resistencia al SSC del acero. El contenido de S que excede del 0.01% disminuye notablemente la tenacidad y la resistencia al SSC. Por lo tanto, el límite superior del contenido de S como elemento de impurezas es de 0.01%. Preferentemente, el contenido de S es 0.005% o menos.

N: 0.01% o menos

- 50 El N (nitrógeno), si existe en exceso, tiende a producir inclusiones gruesas junto con Al, Ti, Nb y similares para disminuir la tenacidad y la resistencia al SSC del acero. El contenido de N que excede del 0.01% disminuye notablemente la tenacidad y la resistencia al SSC. Por lo tanto, el límite superior del contenido de N como elemento de impurezas es de 0.01%. Además, la existencia excesiva de nitrógeno dificulta el efecto de mejora de la templabilidad del boro. Por lo tanto, cuando se añade boro en el acero, es deseable fijar el nitrógeno con titanio para no dificultar el efecto de la adición de B.

O: 0.01% o menos

5 El O (oxígeno) produce inclusiones junto con Al, Si y similares para disminuir la tenacidad y la resistencia al SSC del acero por medio del engrosamiento de las inclusiones. El contenido de O que excede del 0.01% disminuye notablemente la tenacidad y la resistencia al SSC. Por lo tanto, el límite superior del contenido de O como elemento de impurezas es de 0.01%.

Como la composición química del tubo de acero sin soldadura según la presente invención, además de los componentes descritos anteriormente, puede contener adicionalmente uno o más tipos seleccionados entre V, Ca, Mg y REM (elementos de tierras raras) como componentes opcionales, si es necesario, en lugar de una parte de Fe.

V: 0.5% o menos

10 Puede contener V (vanadio) si es necesario. Si está contenido, el vanadio precipita en forma de carburos finos (VC) en el momento del revenido para aumentar la resistencia al ablandamiento por revenido y para permitir el revenido a alta temperatura. Como resultado, se consigue un efecto de mejora de la resistencia al SSC. Especialmente dado que la adición de vanadio con niobio tiene el efecto de dar mayor resistencia al agrietamiento bajo tensión por sulfuro al acero, puede contener vanadio si es necesario. Sin embargo, el contenido de V que excede del 0.5% 15 deteriora la tenacidad del acero. Por lo tanto, el contenido de V tiene que ser de 0.5% o menos. El contenido de V preferible es de 0.2% o menos. Con el fin de lograr de manera estable el efecto de contener V, contiene preferentemente un 0.05% o más de V.

Ca: 0.005% o menos, Mg: 0.005% o menos, REM: 0.005% o menos

20 Puede contener estos elementos si es necesario. Si están contenidos, cualquiera de estos elementos reacciona con el azufre existente como impureza en el acero para formar sulfuros, y tiene un efecto de mejorar las formas de las inclusiones y aumentar la resistencia al SSC. Por lo tanto, por lo menos un tipo de estos elementos puede estar contenido si es necesario. Sin embargo, si algún elemento está contenido de modo que exceda del 0.005%, no solo disminuye la tenacidad y la resistencia al SSC, sino que también se producen muchos defectos en la superficie del 25 acero. Por lo tanto, el contenido de cualquiera de estos elementos debe ser de 0.005% o menos. El contenido preferible de los mismos es 0.003% o menos. El límite superior de la suma en el caso de que estén contenidos dos o más tipos de estos elementos es 0.005% o menos, preferentemente 0.003% o menos. Con el fin de lograr de manera estable el efecto de contener estos elementos, contiene preferentemente un 0.0001% o más de cualquiera de estos elementos.

30 REM es el término general de diecisiete elementos en el que Y y Sc se añaden a quince elementos de lantanoides, y uno o más tipos de estos elementos pueden estar contenidos. El contenido de REM quiere decir el contenido total de estos elementos.

B. Perforación en caliente, laminado en caliente y tratamiento térmico.

35 En la presente invención, una palanquilla que consiste en el acero de baja aleación descrito anteriormente se calienta a un intervalo de temperatura capaz de realizar la perforación, y se somete a perforación en caliente. La palanquilla solo tiene que tener la composición química descrita anteriormente, y no importa si la palanquilla es de un material en lingotes, un material de tocho de colada continua o un material de CC (palanquilla redonda de colada continua). La temperatura de calentamiento de la palanquilla antes de la perforación generalmente está en el intervalo de 1100 a 1300°C. Los medios para la perforación en caliente no están necesariamente restringidos y, por ejemplo, una envoltura hueca se puede obtener mediante la perforación de Mannesmann.

40 La envoltura hueca obtenida se somete a laminado de alargamiento y laminado de acabado. El alargamiento es una etapa para producir un tubo de acero sin soldadura que tiene una forma y tamaño deseados al alargar la envoltura hueca perforada por un perforador y al ajustar el tamaño, y se puede realizar usando, por ejemplo, una máquina de mandrilado o una máquina de cierre. El laminado de acabado se puede realizar usando un calibrador o similares. La relación de trabajo del total de alargamiento y laminado de acabado no está necesariamente restringida. Además, la 45 temperatura de laminado de acabado deseable está en el intervalo no superior a 1100°C. Sin embargo, si la temperatura de laminado de acabado excede de 1050°C, se desarrolla una tendencia a que los granos cristalinos se engrosen. Por lo tanto, la temperatura de laminado de acabado preferible es de 1050°C o inferior. Si la temperatura de laminado es 900°C o inferior, el laminado se vuelve algo difícil de hacer debido al incremento de la resistencia a la deformación.

50 En las presentes invenciones (1) a (3), el temple se realiza rápidamente después de completar el laminado en caliente. La temperatura de temple no debe ser inferior al punto de transformación Ar_3 . La razón de esto es que a temperaturas inferiores al punto de transformación Ar_3 , la microestructura después del temple directo no se puede formar como una microestructura que consiste principalmente en martensita, y no se puede obtener una resistencia predeterminada después del segundo temple. Como método de temple, el temple con agua usual es económico. Sin embargo, se puede usar cualquier método de temple en el que tenga lugar la transformación martensítica; por 55 ejemplo, se puede usar temple por rociado.

En la presente invención (4) a (6), después de completar el laminado en caliente, el tubo laminado en caliente se calienta en un horno de mantenimiento a una temperatura en el intervalo del punto de transformación Ar₃ a 1000°C. Si el tubo se calienta a una temperatura superior a 1000°C, el engrosamiento de la austenita se vuelve notable, de modo que resulta difícil disminuir el tamaño de grano de la austenita anterior incluso si el recalentamiento y el temple se realizan en el procedimiento subsecuente. En los métodos de la presente invención (4) a (6), dado que el tubo se calienta a una temperatura en el intervalo antes descrito justo antes del temple en línea, si el temple se realiza inmediatamente después del tratamiento térmico en el horno de mantenimiento, la temperatura de temple de no menos del punto de transformación Ar₃ se puede asegurar suficientemente. El método de temple es el mismo que en las presentes invenciones (1) a (3).

En la presente invención, después del temple directo descrito anteriormente o el temple usando el método de tratamiento térmico en línea, el tubo se somete a un tratamiento térmico a una temperatura no inferior a 450°C y no superior al punto de transformación Ac₁ en un equipo de tratamiento térmico conectado al aparato de temple para realizar el temple directo descrito anteriormente o similares.

El método de fabricación de la presente invención se caracteriza por el hecho de que después del temple directo descrito anteriormente o similares, el tubo se somete a un tratamiento térmico a una temperatura no superior al punto de transformación Ac₁ en el equipo de tratamiento térmico conectado al aparato de temple para realizar el temple directo descrito anteriormente o similares. Esta etapa de tratamiento térmico puede reducir la dureza del acero y suprimir la aparición de una fractura retardada en la etapa de transporte y en la etapa de almacenamiento antes del subsecuente tratamiento térmico fuera de línea (temple fuera de línea). Por lo tanto, para este propósito, es necesario no solo realizar el tratamiento térmico a una temperatura no superior al punto de transformación Ac₁, sino también realizar este tratamiento térmico en el equipo de tratamiento térmico conectado al aparato de temple para realizar el temple directo o similares. Por lo tanto, realizar el tratamiento térmico fuera de línea a una temperatura que no sea superior al punto de transformación Ac₁ carece de sentido porque surge la necesidad de transportar el tubo de acero templado para el tratamiento térmico, lo que da como resultado la aparición de un problema de agrietamiento por choque en la etapa de transporte.

El propósito del tratamiento térmico a una temperatura no superior al punto de transformación Ac₁ es controlar la dureza del acero a HRC 42 o inferior, preferentemente HRC 41 o inferior, y aún más preferentemente HRC 40 o inferior. Por ello, se suprime la aparición de una fractura retardada, tal como el agrietamiento por choque y el agrietamiento por almacenamiento, del tubo de acero. El mecanismo para suprimir la aparición de una fractura retardada no está necesariamente definido. Dado que la resistencia del tubo de acero también se mejora significativamente mediante este tratamiento térmico, la mejora de la tenacidad puede contribuir a la supresión del agrietamiento por choque.

Si la temperatura de tratamiento térmico para el tratamiento térmico es inferior a 450°C, es difícil controlar la dureza del acero a HRC 42 o menor durante un período de tiempo de tratamiento térmico ordinario, y la mejora en la resistencia al agrietamiento por choque requiere un largo período de tratamiento térmico. Por lo tanto, en el tratamiento térmico a una temperatura inferior a 450°C, no se puede conseguir un efecto de mejora satisfactorio. Por otra parte, si la temperatura de tratamiento térmico para el ablandamiento excede de los puntos de transformación Ac₁, el tubo de acero se calienta a una zona de dos fases de ferrita y austenita, de modo que la transformación inversa de la fase ferrítica de la estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC) a la fase austenítica de la estructura cúbica centrada en las caras (FCC) no se puede conseguir completamente en la siguiente etapa. Por lo tanto, interponer la etapa de temple fuera de línea para conseguir completamente esta transformación inversa deja de tener sentido. Preferentemente, la temperatura de tratamiento térmico para el tratamiento térmico es superior a 500°C. En lo sucesivo, la expresión "tratamiento de ablandamiento" se refiere a un tratamiento térmico posterior al temple directo o similares, y antes del recalentamiento y temple realizado para reducir la dureza del tubo de acero de modo que dicho tratamiento térmico se pueda distinguir fácilmente del temple final realizado después del recalentamiento y temple.

Con respecto al período de tiempo apropiado para el tratamiento de ablandamiento, dado que el tratamiento de ablandamiento se realiza de manera continua con la etapa anterior en el aparato de calentamiento conectado al aparato de temple en la etapa de temple directo o similares, es deseable realizar el tratamiento térmico para un corto período de tiempo debido a las características de este tratamiento térmico. Aunque el tratamiento de ablandamiento durante un largo período de tiempo no se excluye en el punto de vista de la prevención de fracturas retrasadas, el tratamiento de ablandamiento durante un corto período de tiempo requiere solo un equipo a pequeña escala. El período de tiempo de tratamiento de ablandamiento es preferentemente de 1 a 300 minutos, más preferentemente de 2 a 60 minutos.

El efecto de ablandamiento del tratamiento de ablandamiento depende de la temperatura del tratamiento térmico. En la presente invención, la siguiente fórmula (1) se puede usar como parámetro de Larson-Miller:

$$PL = [T + 273] \times [19.78 + \log(t)] \quad (1)$$

en la que T es la temperatura de tratamiento térmico (ablandamiento) (°C), t es el período de tiempo de tratamiento térmico (h) y log es el logaritmo decimal.

ES 2 721 473 T3

En este caso, es preferible que el tratamiento de ablandamiento se realice de manera que el valor de PL esté en el intervalo de 14000 a 18600. Si el valor de PL no es inferior a 14000, la dureza del acero se puede controlar a HRC 42 o inferior, de modo que la resistencia al agrietamiento por choque se puede mejorar aún más. Si el valor de PL no es superior a 18600, el No. de tamaño de grano y según la ASTM E-112-96 (se aplicará lo mismo de aquí en adelante) después del recalentamiento y el temple se puede hacer 8.5 o más alto, de modo que la tendencia a que la resistencia al SSC mejore se vuelve más pronunciada.

Más preferentemente, el tratamiento de ablandamiento se realiza de modo que el valor de PL se encuentre en el intervalo de 14000 a 18300. En este caso, el No. de tamaño de grano y después del recalentamiento y temple se puede hacer 8.7 o superior.

Aún más preferentemente, el tratamiento de ablandamiento se realiza de modo que el valor de PL se encuentre en el intervalo de 17000 a 18000. En este caso, el No. de tamaño de grano y después del recalentamiento y temple se puede hacer 8.8 o superior, y la dureza del acero se puede controlar a HRC 40 o inferior.

De este modo, cuando el tratamiento de ablandamiento se realiza a una temperatura no superior al punto de transformación Ac_1 , se reconoce la mayor tendencia al aumento del tamaño de grano de austenita anterior después del recalentamiento y temple en comparación con el caso en el que no se realiza este tratamiento de ablandamiento. El mecanismo detallado para esto no está necesariamente definido; sin embargo, se supone que los carbonitruros de Ti y Nb precipitan finamente con la elevación de la temperatura del tratamiento térmico (ablandamiento) y la prolongación del período de tiempo de tratamiento térmico (ablandamiento). Se piensa que, dado que los carbonitruros se aglomeran parcialmente y se engrosan en el procedimiento de recalentamiento y temple, el efecto de fijación se vuelve incompleto en la etapa de termodifusión a una temperatura no inferior al punto de transformación Ac_3 del recalentamiento y temple, y el tamaño de grano de austenita anterior después del temple final aumenta ligeramente en comparación con el caso en el que el tratamiento de ablandamiento no se realiza después del temple directo. En el caso de que solo se realice el temple directo y no se realice el tratamiento de ablandamiento, se piensa que, dado que el tubo de acero se somete a termodifusión para el temple en un estado en el que existen pocos carbonitruros, los carbonitruros precipitan finamente en esta etapa, y el efecto de fijación se consigue suficientemente. Por lo tanto, es deseable realizar el tratamiento de ablandamiento bajo una condición de calentamiento de valor de PL mínimo necesario para controlar la dureza del acero a HRC 42 o inferior, preferentemente HRC 41 o inferior, y aún más preferentemente HRC 40 o inferior.

Es deseable que el enfriamiento después del tratamiento térmico (ablandamiento) sea enfriamiento por aire.

Después del tratamiento térmico (ablandamiento), el tubo de acero enfriado se recalienta y temple fuera de línea, y se reviene subsecuentemente. El recalentamiento para el temple fuera de línea se debe realizar a una temperatura no inferior al punto de transformación Ac_3 . Dado que el tratamiento de enfriamiento se debe realizar desde un estado austenítico, se asegura una temperatura de enfriamiento no inferior al punto de transformación Ar_3 . Si la temperatura de recalentamiento excede del punto de transformación $Ac_3 + 100^\circ C$, los granos de austenita se engrosan. Por lo tanto, es deseable establecer la temperatura de calentamiento a una temperatura no superior al punto de transformación $Ac_3 + 100^\circ C$. Como método de temple, generalmente se usa el método de temple con agua. Sin embargo, se puede usar cualquier método de temple en el que tenga lugar la transformación martensítica; por ejemplo, se puede usar temple por rociado.

El límite superior de la temperatura de revenido final es el punto de transformación Ac_1 que es el límite superior para evitar que la austenita precipite. Por otra parte, el límite inferior de la temperatura de revenido se puede cambiar según la resistencia del tubo de acero a conseguir. Cuando se disminuye la resistencia, la temperatura de revenido se incrementa, y cuando se eleva la resistencia, se disminuye la temperatura de revenido.

Es deseable que el enfriamiento después del revenido final sea enfriamiento por aire.

Ejemplo 1

Los aceros A a C que tienen las composiciones químicas dadas en la Tabla 1 se colaron mediante una máquina de colada continua para preparar palanquillas que tiene cada una un diámetro de 310 mm. Cada una de las palanquillas se perforó mediante un perforador Mannesmann después de calentar a $1250^\circ C$. A partir de ahí, mediante laminado por alargamiento usando una máquina de mandril y laminado de reducción de diámetro usando un reductor, se terminó el tubo para que tuviera un diámetro exterior de 273.05 mm, un grosor de pared de 19.05 mm y una longitud de 12 m. La temperatura de acabado para el laminado en caliente era de $950^\circ C$.

Tabla 1

| Composición química (% en masa, siendo el resto Fe e impurezas) | | | | | | | | | | | | | | | | | |
|---|------|------|------|-------|--------|------|------|-------|-------|--------|--------|--------|------|-------|--------|--------|-----|
| Acero | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ti | Al | N | O | B | V | Nb | Ca | Mg | REM |
| A | 0.27 | 0.22 | 0.44 | 0.008 | 0.0040 | 1.04 | 0.45 | 0.027 | 0.041 | 0.0031 | 0.0008 | 0.0014 | - | 0.027 | 0.0012 | - | - |
| B | 0.27 | 0.26 | 0.42 | 0.010 | 0.0010 | 1.01 | 0.67 | 0.012 | 0.036 | 0.0036 | 0.0007 | 0.0011 | 0.09 | 0.026 | - | - | - |
| C | 0.27 | 0.29 | 0.45 | 0.006 | 0.0012 | 0.51 | 0.69 | 0.017 | 0.039 | 0.0044 | 0.0009 | 0.0010 | 0.09 | 0.011 | 0.0004 | 0.0002 | - |

ES 2 721 473 T3

- 5 El tubo de acero laminado en caliente se sometió a cualquiera de (a) temple directo realizado mediante temple con agua y (b) tratamiento térmico en línea en el que se realizó un calentamiento simultáneo de $950^{\circ}\text{C} \times 10 \text{ min}$ inmediatamente después de completar el laminado en caliente, y el temple se realizó por enfriamiento con agua. Las condiciones del tratamiento térmico (ablandamiento) son como se dan en la Tabla 2. En la Tabla 2, DQ indica que se realizó el temple directo del apartado (a) anterior, e ILQ indica que se realizó el tratamiento térmico en línea del apartado (b) anterior.

Tabla 2

| Ensayo No. | Acero | Procedimiento después del laminado en caliente (Nota 1) | Tratamiento térmico (ablandamiento) | | Propiedad antes del recalentamiento y temple | | | Condición de recalentamiento y temple | Tamaño de grano y después de recalentamiento y temple | Valor de PL | Comentario (Nota 3) | |
|------------|-------|---|-------------------------------------|------------------------------------|--|-----------------------------------|--------------|---|---|-------------|---------------------|----------------|
| | | | Temperatura de calentamiento | Periodo de tiempo de termodifusión | Energía absorbida (J) | Porcentaje de fractura dúctil (%) | Dureza (HRC) | | | | | |
| 1 | A | DQ | 700°C | 5 min. | 72.3 | 73.7 | 34 | Calentado 920°Cx20min, a continuación enfriado con agua | 8.7 | 18196 | La invención | |
| 2 | A | DQ | 650°C | 30 min. | 41.7 | 53 | 38.1 | | 8.8 | 17979 | | |
| 3 | A | DQ | 650°C | 60 min. | 40.3 | 55.3 | 37.8 | | 8.8 | 18257 | | |
| 4 | A | DQ | 650°C | 90 min. | 50.7 | 61.7 | 37.3 | | 8.8 | 18419 | | |
| 5 | A | DQ | 650°C | 120 min. | 47.3 | 59 | 37.2 | | 8.8 | 18535 | | |
| 6 | A | DQ | 600°C | 5 min. | 48 | 55.3 | 39.3 | | 9 | 17261 | | |
| 7 | A | DQ | 500°C | 5 min. | 36.3 | 49.7 | 40 | | 9.1 | 14456 | | |
| 8 | A | DQ | 400°C | 5 min. | 25 | 34 | 44.8 | | *** | 12586 | | Comparativo |
| 9 | A | DQ | 300°C | 5 min. | 30.3 | 35.7 | 47.4 | | *** | 10716 | | Comparativo |
| 10 | B | DQ | 550°C | 5 min. | *** | *** | 39.6 | | 9.1 | 15391 | | La invención |
| 11 | A | AR | - | - | *** | *** | *** | | 8.4 | | | Convencional I |
| 12 | A | DQ | - | - | 28.7 | 25.7 | 47.9 | | 9.3 | | | Convenc II |

| Ensayo No. | Acero | Procedimiento después del laminado en caliente (Nota 1) | Tratamiento térmico (ablandamiento) | | Propiedad antes del recalentamiento y temple | | | Condición de recalentamiento y temple | Tamaño de grano y después de recalentamiento y temple | Valor de PL | Comentario (Nota 3) |
|------------|-------|---|-------------------------------------|------------------------------------|--|-----------------------------------|--------------|---|---|-------------|---------------------|
| | | | Temperatura de calentamiento | Periodo de tiempo de termodifusión | Energía absorbida (J) | Porcentaje de fractura dúctil (%) | Dureza (HRC) | | | | |
| 13 | A | DQ | - | - | ibid., No.12 | | | - | 6.1 (Note 2) | | Referencia |
| 14 | A | ILQ | 710°C | 300 min | 88.3 | 70.3 | 20.1 | Calentado 920°Cx20min, a continuación enfriado con agua | 8.3 | 20131 | La invención |
| 15 | A | ILQ | 650°C | 5 min | *** | *** | 38.2 | | 8.9 | 17261 | |
| 16 | A | ILQ | 650°C | 300 min | 74.0 | 85.0 | 34.2 | | 8.4 | 18902 | |
| 17 | A | ILQ | 550°C | 30 min | 41.7 | 56.3 | 40.7 | | 9.1 | 16031 | |
| 18 | A | ILQ | 550°C | 120 min | 45.7 | 62.7 | 40.3 | | 9.0 | 16527 | |
| 19 | A | AR | - | - | *** | *** | *** | Calentado 900°Cx69min, a continuación enfriado con agua | 8.2 | | Convenc I |
| 20 | A | ILQ | - | - | *** | *** | *** | | 9.1 | | Convenc II |
| 21 | A | ILQ | - | - | 28.7 | 38.6 | 49.8 | - | 5.6 (Note 2) | | Referencia |
| 22 | C | ILQ | 710°C | 300 min | 128.7 | 84 | 21.7 | Calentado 920°Cx20min, a continuación enfriado con agua | 8.3 | 20131 | La invención |
| 23 | C | ILQ | 650°C | 10 min | 46.3 | 52 | 39.8 | | 8.8 | 17539 | |
| 24 | C | ILQ | 650°C | 60 min | 69.3 | 76.7 | 39.2 | | 8.7 | 18257 | |

| Ensayo No. | Acero | Procedimiento después del laminado en caliente (Nota 1) | Tratamiento térmico (ablandamiento) | | Propiedad antes del recalentamiento y temple | | | Condición de recalentamiento y temple | Tamaño de grano y después de recalentamiento y temple | Valor de PL | Comentario (Nota 3) |
|------------|-------|---|-------------------------------------|------------------------------------|--|-----------------------------------|--------------|---------------------------------------|---|-------------|---------------------|
| | | | Temperatura de calentamiento | Periodo de tiempo de termodifusión | Energía absorbida (J) | Porcentaje de fractura dúctil (%) | Dureza (HRC) | | | | |
| 25 | C | ILQ | 650°C | 120 min | 54 | 63.3 | 38.5 | | 8.6 | 18535 | |
| 26 | C | ILQ | 550°C | 15 min | *** | *** | 39.5 | | 9.0 | 15783 | |
| 27 | C | ILQ | - | - | *** | *** | *** | | 9.0 | - | Convenc II |
| 28 | C | AR | - | - | *** | *** | *** | ibíd., No.19 | 8.2 | - | Convenc I |
| 29 | C | ILQ | - | - | 42.3 | 52.3 | 49.3 | - | 5.8 (Nota 2) | - | Referencia |

*** muestra que no hay medida.

Nota 1: DQ: temple directo, ILQ: tratamiento térmico en línea (después de laminado en caliente, complementariamente calentamiento y temple), AR: laminado en bruto (enfriado natural después de laminado en caliente)

Nota 2: se muestra el tamaño de grano y después de DO o ILQ.

Nota 3: Convencional I: AR, a continuación recalentamiento y temple, convencional II: DO o ILQ, a continuación recalentamiento y temple

Para simular el efecto del tratamiento térmico (ablandamiento) después del temple directo o después del temple usando el tratamiento térmico en línea, el tubo de acero que se había templado mediante enfriamiento con agua se cortó en partes y se sometió a un tratamiento térmico en varias condiciones en un horno experimental. Además, el temple y revenido que simula el temple y revenido fuera de línea se realizaron en el horno experimental. Las condiciones de calentamiento para el temple eran de 920°C, el período de termodifusión era de 20 minutos, y el temple era temple con agua. El revenido final se realizó a una temperatura no inferior a 680°C y no superior al punto de transformación Ac₁, siendo el período de tiempo de termodifusión de 30 a 60 minutos de modo que la YS de los aceros estuviera controlada a grado ksi 90 para los aceros A y B, y grado ksi 110 para el acero C.

Como asuntos a examinar, se realizaron la medida de la dureza y el ensayo de Charpy en la etapa en la que se realizó el tratamiento de ablandamiento después de un temple directo o similares (para el tubo de acero comparativo que no fue sometido a un tratamiento de ablandamiento después del temple directo, en la etapa en la que solo se realizó el temple directo). Es decir, se tomó una muestra de los tubos de acero que se sometieron solo al temple directo y se sometieron al tratamiento de ablandamiento después del temple directo o similares.

Para la medida de la dureza, se midió la dureza de la escala C (HRC) en tres puntos de cada una de una porción cerca de la superficie interior, una porción en el centro del grosor de la pared y una porción cerca de la superficie exterior usando un medidor de dureza Rockwell. y se calculó el valor medio de nueve puntos.

Para el ensayo de Charpy, se preparó una muestra en forma de V que tiene una anchura de 10 mm que se cortó en la dirección L (la dirección en la que la dirección longitudinal es paralela a la dirección de laminado) de conformidad con la norma ASTM E-23.

El ensayo se realizó a temperatura ambiente y se evaluó el porcentaje de fractura dúctil y la energía absorbida.

La porción restante del tubo de acero del que se había tomado la muestra para el examen descrito anteriormente se sometió adicionalmente al recalentamiento y temple y revenido descritos anteriormente. En el tubo de acero en este estado final, se examinaron el tamaño de grano de austenita anterior y la resistencia al SSC.

El tamaño de grano de austenita anterior se examinó de conformidad con la norma ASTM E-112-96 incrustando una muestra que tiene una sección transversal perpendicular a la dirección de laminado en una resina y haciendo aparecer el borde de grano corroyendo la muestra usando una disolución acuosa saturada de ácido pícrico (Método de Bechet-Beaujard).

Estos resultados del examen también se dan en la Tabla 2. En la Tabla 2, el ensayo No. 12 es un ejemplo convencional en el que el acero A no se sometió al tratamiento térmico (ablandamiento) después del temple directo o similares, y se sometió al recalentamiento y temple y el revenido (en la Tabla 2, indicado como método convencional II). El ensayo No. 13 es un ejemplo tomado para mostrar el tamaño de grano de austenita anterior en el estado de temple directo solamente, mostrando el tamaño de grano de austenita anterior obtenido en el procedimiento en el que solo se realizó el revenido después del temple directo (en la Tabla 2, indicado como ejemplo de referencia). El ensayo No. 11 es un caso en el que el acero A se perforó en caliente y se laminó para producir un tubo de la misma manera, se dejó enfriar el tubo a temperatura ambiente y a continuación se templó con agua al termodifundirlo a 920°C durante 20 minutos, y el tubo templado se revino a 695°C durante 60 minutos (es decir, un caso de "recalentamiento y temple y revenido" de la técnica anterior, en la Tabla 2, indicado como método convencional I), en el que el tamaño de grano de austenita anterior se midió después del calentamiento del temple.

Los ensayos No. 20 (acero A) y No. 27 (acero C) son como para el convencional en los que después del tratamiento térmico en línea, el tubo se recalentó y templó y revino sin ser sometido a un tratamiento térmico (ablandamiento) (indicado como método convencional II en la tabla 2). Los ensayos No. 21 (acero A) y No. 29 (acero C) son como para la referencia para mostrar el tamaño de grano de austenita anterior en el estado de temple solo después del tratamiento térmico en línea, mostrando el tamaño de grano de austenita anterior obtenido en el procedimiento en el que solo se realizó el revenido después del temple inmediatamente después del tratamiento térmico en línea (indicado como ejemplo de referencia en la Tabla 2).

Los ensayos No. 19 (acero A) y No. 28 (acero C) son casos en los que una palanquilla se perforó y laminó en caliente para producir un tubo, el tubo se dejó enfriar a temperatura ambiente y a continuación se templó con agua al termodifundirlo a 900°C durante 69 minutos en un horno de tratamiento térmico fuera de línea de equipo industrial, y el tubo templado se revino a 695°C durante 60 minutos (es decir, un caso de "recalentamiento y temple y revenido" de la técnica anterior, indicado como Método convencional I en la Tabla 2), en el que el tamaño de grano de austenita anterior se midió después del recalentamiento y temple.

Como se desprende de la Tabla 2, por ejemplo, la dureza de alrededor de HRC 48 del ensayo No. 12 de temple directo se reduce aproximadamente a 40 por el tratamiento térmico de 500°C × 5 min como ablandamiento después del temple directo o similares, como se muestra en el ensayo No. 7. Por lo tanto, se supone que si el calentamiento se realiza durante un período de tiempo más prolongado a 500°C o una temperatura que excede de 500°C, se proporciona una dureza no superior a HRC 41.

La Figura 1 es un gráfico que muestra la relación entre el valor de PL y la dureza, que se obtiene en base a los

ES 2 721 473 T3

resultados de ensayo de la Tabla 2. Se piensa que si el valor de PL no es inferior a 14000, se puede asegurar una dureza no superior a HRC 42.

5 Con respecto al tamaño de grano de austenita anterior después del recalentamiento y temple, en el caso de que el recalentamiento y temple y revenido se realicen sin el tratamiento de ablandamiento después del temple directo, por ejemplo, en el ensayo No. 12, el número de tamaño de grano de austenita anterior es 9.3. En este caso, el tamaño de grano de austenita anterior disminuye en comparación con el tamaño de grano No. 8.4 en el caso en el que una palanquilla se perfora y se lamina en caliente para producir un tubo, y a continuación el tubo se enfría sin temple directo, y se recalienta, templea y reviene (Ensayo No. 11, método convencional I). Sin embargo, se reconoce una
10 tendencia a que el No. de tamaño de grano de austenita anterior después del temple final disminuya con la elevación de la temperatura del tratamiento térmico (ablandamiento) o la prolongación del período de tiempo de tratamiento térmico.

Se reconoce la misma tendencia en el caso de que el temple se realice después del tratamiento térmico en línea. La Figura 2 es un gráfico que muestra la relación entre el valor de PL y el tamaño de grano de austenita (γ) después del recalentamiento y temple (antes del temple final), que se obtiene en base a los resultados de ensayo de la Tabla 2. Es evidente que si el valor de PL excede de 19000, el No. de tamaño de grano disminuye notablemente.
15

Por lo tanto, para garantizar la superioridad en rendimiento sobre el método convencional II (método de recalentamiento y temple) tal como los ensayos Nos. 11, 19 y 28, el No. del tamaño de grano debe ser 8.5 o mayor, preferentemente 8.7 o mayor. Por lo tanto, el valor de PL debe ser 18600 o menor, preferentemente 18300 o menor.

20 Para verificar la resistencia al SSC, se realizó un ensayo de carga constante para los ensayos Nos. 1, 7 y 15 usando la muestra de ensayo de tracción de barra redonda y las condiciones de ensayo especificadas en el Método A de NACE TM0177. La muestra de ensayo se tomó de un material de acero sometido al temple final de modo que la dirección longitudinal del mismo era la dirección de laminado (dirección L), y las dimensiones de la parte paralela de la muestra de ensayo eran de 6.35 m de longitud y 25.4 mm de diámetro exterior. En el ensayo, como disolución de ensayo, se usó una disolución acuosa de ácido acético al 0.5% + sal al 5% (cloruro de sodio), y una tensión del 90% de la tensión de fluencia mínima nominal (una tensión de 85.5 ksi porque en esta ensayo, se realizó el ajuste para
25 que la tensión de fluencia nominal de 95 ksi. se pudiera obtener para el tubo de acero ensayado) mientras que se suministró sulfuro de hidrógeno gaseoso de 0.1 MPa a esta disolución. Los resultados del ensayo se dan en la Tabla 3.

Tabla 3

| Ensayo No. | Tratamiento térmico (Ablandamiento) | | Estimación | | | |
|------------|-------------------------------------|-------------------------------|------------|----------|--------------|-----------------------|
| | Temperatura de calentamiento (°C) | Tiempo de termodifusión (min) | YS [MPa] | TS [MPa] | Dureza (HRO) | Tiempo de ruptura [h] |
| 1 | 700 | 5 | 753.5 | 845 | 24.8 | ○ |
| 7 | 500 | 5 | 753 | 844.5 | 25.2 | ○ |
| 15 | 650 | 5 | 762.6 | 839.5 | 24.6 | ○ |

○: Sin fractura después de sumergido durante 720 h.

30 En todos los números de ensayo, se verificó que no se produce ninguna ruptura en el ensayo de carga constante de 720 h, y no surge ningún problema con la resistencia al SSC.

Ejemplo 2

35 Los aceros D a H cuyas composiciones químicas se muestran en la Tabla 4 se colaron mediante una máquina de colada continua y se prepararon palanquillas que tiene cada una un diámetro de 310 mm. Cada una de las palanquillas se perforó en caliente mediante un perforador Mannesmann después de calentar a 1250°C. El laminado en caliente se terminó a una temperatura de laminado de acabado de 950°C, de modo que el tubo se acabó para que tuviera un diámetro exterior de 273.05 mm, un grosor de pared de 19.05 mm y una longitud de 12 m. Para el acero D, una vez completado el laminado final, se realizó un temple directo por enfriamiento con agua. Para los aceros E a H, una vez completado el laminado final, se realizó un tratamiento térmico en línea que implica temple por enfriamiento con agua después del calentamiento simultáneo de 950°C x 10 min y se realizó un tratamiento
40 térmico adicional (ablandamiento) mediante un aparato de tratamiento térmico conectado a un aparato de temple de la etapa de tratamiento térmico en línea. A modo de comparación, un tipo de acero (acero F) se enfrió de forma natural después de completar el laminado de acabado.

Tabla 4

| Acero | Composición química | | | | | | | | | | | (% en masa, siendo el resto Fe e impurezas) | | | | | |
|-------|---------------------|------|------|-------|--------|------|------|-------|-------|--------|--------|---|------|-------|--------|--------|--------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ti | Al | N | O | B | V | Nb | Ca | Mg | REM |
| D | 0.27 | 0.27 | 0.42 | 0.008 | 0.0055 | 1.03 | 0.45 | 0.027 | 0.044 | 0.0052 | 0.0029 | 0.0013 | - | 0.029 | 0.0021 | - | - |
| E | 0.27 | 0.27 | 0.47 | 0.010 | 0.0050 | 1.03 | 0.47 | 0.027 | 0.037 | 0.0066 | 0.0008 | 0.0012 | - | 0.028 | - | - | - |
| F | 0.27 | 0.25 | 0.51 | 0.008 | 0.0038 | 1.04 | 0.47 | 0.026 | 0.018 | 0.0010 | 0.0008 | 0.0011 | - | 0.029 | - | - | - |
| G | 0.26 | 0.29 | 0.46 | 0.007 | 0.0025 | 1.04 | 0.70 | 0.019 | 0.032 | 0.0048 | 0.0011 | 0.0011 | - | 0.028 | 0.0012 | - | 0.0003 |
| H | 0.26 | 0.28 | 0.46 | 0.011 | 0.0005 | 1.03 | 0.68 | 0.013 | 0.026 | 0.0044 | 0.0010 | 0.0011 | 0.09 | 0.013 | 0.0011 | 0.0003 | - |

ES 2 721 473 T3

5 Subsecuentemente, todos estos materiales de ensayo se recalentaron en un horno de tratamiento térmico fuera de línea, se templaron (se enfriaron con agua) y se revinieron adicionalmente. El revenido se realizó en el intervalo de temperatura de 680°C hasta el punto de transformación Ac_1 , de modo que la YS de los aceros se controlaría al grado 95 ksi para los aceros D a G y grado 110 ksi para el acero H. Para todos los materiales de ensayo, en la etapa antes del revenido, midieron el tamaño de grano de austenita del acero mediante el mismo método que en el ejemplo 1.

10 Del tubo de acero fabricado según el procedimiento descrito anteriormente, se tomaron muestras de una muestra de ensayo de tracción de barra redonda que tiene un diámetro de la parte paralela de 6.36 mm y una longitud de galga de 25.4 mm a lo largo de la dirección de laminado. Se realizó un ensayo de tracción a la temperatura normal y se evaluó la resistencia al SSC mediante el ensayo DCB (Double Cantilever Beam). Se tomaron muestras de una muestra de DCB con un grosor de 10 mm, una anchura de 25 mm y una longitud de 100 mm de cada una de los materiales de ensayo, y el ensayo de DCB se realizó de conformidad con la NACE (Asociación Nacional de Ingenieros de Corrosión) TM0177-2005 método D. Como baño de ensayo, se usó una disolución acuosa de 5% en peso de sal + 0.5% en peso de ácido acético a la temperatura normal (24°C) en la que se saturó sulfuro de hidrógeno gaseoso a 1 atm. La muestra se sumergió en este baño de ensayo durante 336 horas y el factor de intensidad de estrés K_{ISSC} ($ksi.in^{0.5}$) se determinó mediante el método especificado en el método D mencionado anteriormente. Los resultados de ensayo se dan en la Tabla 5 junto con las condiciones de tratamiento térmico.

Tabla 5

| Ensayo No. | Acero | Procedimiento después del laminado en caliente (Nota 1) | Condición de calentamiento complementario | Condición de tratamiento térmico (ablandamiento) | Condición de recalentamiento y temple | Valor de PL | YS (ksi) | Tamaño de grano y después de recalentamiento y temple | KISSC (ksi.in) ^{1/2} |
|------------|-------|---|---|--|---------------------------------------|-------------|----------|---|-------------------------------|
| 51 | D | DQ | - | - | 920°C, 45.8 min | - | 107.5 | 9.1 | 32.4 |
| 52 | E | ILQ | 950°C, 15.5 min | 560°C, 75.6 min | | 16560 | 107.6 | 8.7 | 31.1 |
| 53 | E | ILQ | | | | 16560 | 107.6 | 8.7 | 30.7 |
| 54 | F | AR | - | - | 900°C, 69 min | - | 106.3 | 8.3 | 28.8 |
| 55 | F | AR | - | - | | - | 106.7 | 7.6 | 28.1 |
| 56 | G | ILQ | 950°C, 16.4 min | 560°C, 82.5 min | | 16592 | 100.1 | 8.8 | 38.6 |
| 57 | G | ILQ | | | | 16592 | 100.1 | 8.8 | 35.6 |
| 58 | G | ILQ | | | | 16592 | 100.1 | 8.8 | 33.7 |
| 59 | G | ILQ | 950°C, 16.2 min | | | 16592 | 100.1 | 8-8 | 31.8 |
| 60 | H | ILQ | | | | 16519 | 113.3 | 9 | 25.5 |
| 61 | H | ILQ | | | | 16519 | 113.3 | 9 | 24.8 |

Nota 1: DQ: temple directo, ILQ: tratamiento térmico en línea (después de laminado en caliente, termomodificación y temple), AR: enfriado en bruto (enfriado natural después de laminado en caliente)

5 Los ensayos Nos. 52 y 53 y los ensayos Nos. 56 a 61 son la presente invención en la que, después del tratamiento térmico en línea, se realizó un tratamiento térmico (ablandamiento) en un equipo de tratamiento térmico conectado al aparato de temple. El No. de tamaño de grano y después de recalentar y templar de los ejemplos de la presente invención era 8.7 o mayor. El K_{ISSC} era de $30.7 \text{ ksi.in}^{1/2}$ o mayor para el material de ensayo cuya YS era inferior a 110 ksi y era de $24.8 \text{ ksi.in}^{1/2}$ o mayor para el material de ensayo cuya YS no era inferior a 110 ksi. En general, se requiere la resistencia al SSC para que K_{ISSC} sea 30 o mayor para el grado de YS 95 ksi, y que sea 24 o mayor para grado de YS 110 ksi. Según la presente invención, es evidente que se garantiza la resistencia al SSC necesaria.

10 El ensayo No. 51 es el comparativo en el que se realizó temple y revenido fuera de línea después del temple directo, en el que la resistencia al SSC es excelente, a menos que no haya problema de fractura retardada. Los ensayos Nos. 54 y 55 son algunos de los convencionales en los que una vez finalizado el laminado en caliente, los tubos laminados en caliente en bruto se recalentaron y templaron. Es evidente que la resistencia al SSC de la presente invención es excelente en comparación con la del convencional.

Aplicabilidad industrial

15 Según la presente invención, en el procedimiento de fabricación de tubos de acero sin soldadura de baja aleación en el que los tubos de acero, en el que los tubos de acero sin soldadura de baja aleación, una vez templados mediante temple directo o similares, se tratan térmicamente fuera de línea mediante recalentamiento y temple y revenido, lo que puede suprimir la aparición de fracturas retardadas, tales como el agrietamiento por choque y el agrietamiento por almacenamiento sin una influencia adversa en el rendimiento del producto.

REIVINDICACIONES

5 1. Un método para fabricar tubos de acero sin soldadura en el que una palanquilla que consiste en, en porcentaje en masa, C: de 0.15 a 0.30%, Si: de 0.05 a 0.5%, Mn: de 0.1 a 1.5%, Cr: de 0.2 a 1.5%, Mo: de 0.1 a 1.5%, Ti: de 0.005 a 0.50%, Nb: de 0.005 a 0.4%, Al: de 0.001 a 0.50% y B: de 0.0001 a 0.01%, opcionalmente por lo menos uno de los elementos seleccionado de V: 0.5% o menos, Ca: 0.005% o menos, Mg: 0.005% o menos y REM: 0.005% o menos, siendo el resto Fe e impurezas, teniendo las impurezas una composición de 0.1% o menos de Ni, 0.04% o menos de P, 0.01% o menos de S, 0.01% o menos de N, y 0.01% o menos de O, se perfora y lamina en caliente, y además

10 se realiza un tratamiento térmico, en el que (1) un tubo de acero laminado en caliente se temple directamente desde una temperatura de no menos del punto de transformación Ar_3 ; o (2) un tubo de acero laminado en caliente se mantiene a una temperatura de no menos del punto de transformación Ar_3 y no más de 1000°C y se temple en línea desde una temperatura de no menos del punto de transformación Ar_3 ; subsecuentemente,

15 en el equipo de tratamiento térmico conectado a un aparato de temple para realizar el temple directo, el tubo de acero se somete a la dureza HRC 42 o inferior mediante un tratamiento térmico a temperatura T (°C) y período de tiempo t (h), que satisface que un valor de PL definido por la siguiente fórmula (1) está en el intervalo de 14000 a 18600 y que satisface la siguiente fórmula (2), y además

el tubo de acero sometido al tratamiento térmico se recalienta, temple desde una temperatura de no menos del punto de transformación Ac_3 , y

se reviene a una temperatura de no más del punto de transformación Ac_1 :

$$PL = (T + 273) \times [19.78 + \log(t)] \quad (1)$$

$$450^\circ\text{C} \leq T \leq \text{punto de transformación } Ac_1 \quad (2)$$

en la que T es la temperatura de tratamiento térmico (°C), t es el período de tiempo de tratamiento térmico (h) y log es logaritmo decimal.

25 2. El método para fabricar tubos de acero sin soldadura según la reivindicación 1, en el que el tratamiento térmico satisface que un valor de PL definido por la siguiente fórmula (1) está en el intervalo de 14000 a 18600 y satisface la siguiente fórmula (3):

$$PL = (T + 273) \times [19.78 + \log(t)] \quad (1)$$

$$500^\circ\text{C} < T \leq \text{punto de transformación } Ac_1 \quad (3)$$

en la que T es la temperatura de tratamiento térmico (°C), t es el período de tiempo de tratamiento térmico (h) y log es logaritmo decimal.

Figura 1

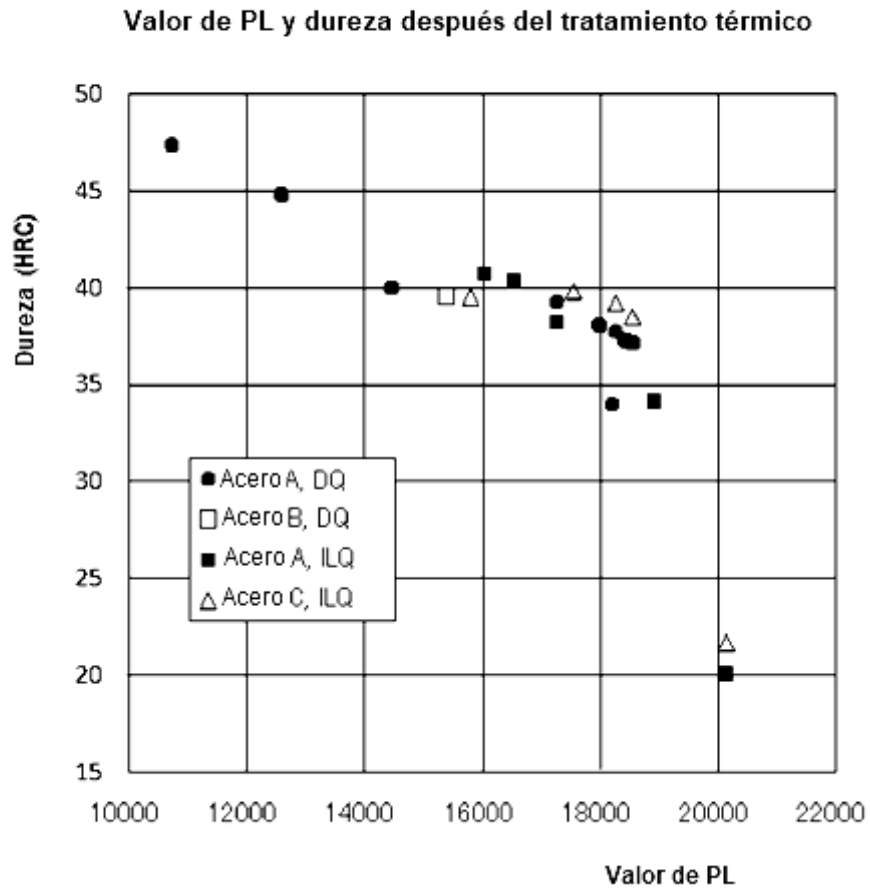


Figura 2

Valor de PL y tamaño de grano γ después del recalentamiento y temple

