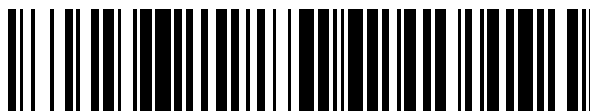


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 710 773**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01) C22C 38/02	(2006.01)
B21B 3/00	(2006.01) C22C 38/04	(2006.01)
C21D 9/08	(2006.01) C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/32	(2006.01) C22C 38/20	(2006.01)
B21B 19/04	(2006.01) C22C 38/22	(2006.01)
B21B 19/10	(2006.01) C22C 38/24	(2006.01)
C21D 6/00	(2006.01) C22C 38/26	(2006.01)
C21D 7/13	(2006.01) C22C 38/28	(2006.01)
C21D 8/10	(2006.01)	
C21D 1/56	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **23.07.2014** **PCT/JP2014/003858**

87 Fecha y número de publicación internacional: **29.01.2015** **WO15011917**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **23.07.2014** **E 14829364 (0)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **21.11.2018** **EP 3026139**

54 Título: **Tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación y método para fabricar la misma**

30 Prioridad:

26.07.2013 JP 2013155674

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

26.04.2019

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**ARAI, YUJI;
OMURA, TOMOHIKO y
KONDO, KEIICHI**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 710 773 T3

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

DESCRIPCIÓN

Tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación y método para fabricar la misma

Campo técnico

- 5 La presente invención se refiere a una tubería de acero de pozos petrolíferos y a un método para fabricar la misma y, más específicamente, se refiere a una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación usada para, p. ej., un revestimiento o entubado de un pozo petrolífero o un pozo de gas y a un método para fabricar la misma.

Técnica antecedente

- 10 Con el aumento de la profundidad de pozos petrolíferos y pozos de gas (de aquí en adelante en la presente memoria, se hace referencia colectiva y simplemente a los pozos petrolíferos y pozos de gas como "pozos petrolíferos"), existe la necesidad de aumentar la resistencia de las tuberías de acero de pozos petrolíferos. Convencionalmente, se ha usado ampliamente la tubería de acero de pozos petrolíferos de grado 80 ksi (esfuerzo de fluencia de 80 a 95 ksi, es decir, 551 a 654 MPa) y de grado 95 ksi (esfuerzo de fluencia de 95 a 110 ksi, es decir, 654 a 758 MPa). Sin embargo, se han puesto en uso recientemente tuberías de acero de pozos petrolíferos de grado 110 ksi (esfuerzo de fluencia de 110 a 125 ksi, es decir, 758 a 862 MPa).

- 15 Muchos de los pozos profundos desarrollados recientemente contienen sulfuro de hidrógeno, que es corrosivo. Por tanto, se requiere que las tuberías de acero de pozos petrolíferos tengan no solo una alta resistencia, sino también resistencia a la tensofisuración por sulfuro (a la que se hace referencia de aquí en adelante en la presente memoria como resistencia a SSC).

- 20 Como medida para mejorar la resistencia a SSC de una tubería de acero de pozos petrolíferos de grado 95 a 110 ksi convencional, los métodos conocidos incluyen limpiar el acero y hacer la estructura del acero más fina. Por ejemplo, la publicación de patente japonesa n° 62-253720 propone un método para mejorar la resistencia a SSC reduciendo los elementos de impureza tales como Mn y P. La publicación de solicitud de patente japonesa n° 59-232220 propone un método para mejorar la resistencia a SSC efectuando el templado dos veces para refinamiento de grano.

- 25 En respuesta a la necesidad de aumentar la resistencia de las tuberías de acero de pozos petrolíferos, recientemente se han puesto en uso tuberías de acero de pozos petrolíferos de grado 125 ksi (esfuerzo de fluencia de 862 a 965 MPa). Además, hay una necesidad creciente de tuberías de acero de pozos petrolíferos que tengan una resistencia a la fluencia de 140 ksi (esfuerzo de fluencia de 965 MPa) o más.

- 30 La tensofisuración por sulfuro (SSC) tiende a aparecer más cuando la resistencia es mayor. Por lo tanto, las tuberías de acero de pozos petrolíferos de 140 ksi o más tienen que tener una resistencia a SSC mejorada adicional, en comparación con las tuberías de acero de pozos petrolíferos convencionales de grado 95 ksi, de grado 110 ksi y de grado 125 ksi.

Las publicaciones de solicitud de patente japonesa n° 6-322478, 8-311551, 11-335731, 2000-178682, 2000-256783, 2000-297344, 2000-119798, 2005-350754 y 2006-265657 proponen una medida cada una para mejorar la resistencia a SSC de un acero para una tubería de pozos petrolíferos de alta resistencia.

- 35 La publicación de solicitud de patente japonesa n° 6-322478 propone el método para mejorar la resistencia a SSC de un producto de acero de grado 125 ksi de proporcionar una estructura de acero más fina por tratamiento térmico usando calentamiento por inducción. La publicación de solicitud de patente japonesa n° 8-311551 propone el método para mejorar la resistencia a SSC de una tubería de acero de grados 110 a 140 ksi de potenciar la endurecibilidad usando un proceso de templado directo y aumentando la temperatura de revenido. La publicación de solicitud de patente japonesa n° 11-335731 propone el método para mejorar la resistencia a SSC de un acero de baja aleación de grados 110 a 140 ksi de hacer ajustes para proporcionar una composición química de la aleación óptima. Las publicaciones de solicitud de patente japonesa n° 2000-178682, 2000-256783 y 2000-297344 proponen cada una el método para mejorar la resistencia a SSC de un acero para una tubería de pozos petrolíferos de baja aleación de grados 110 a 140 ksi de controlar las formas de los carburos. La publicación de solicitud de patente japonesa n° 2000-119798 propone el método para retardar el tiempo de aparición de SSC en un producto de acero de grados 110 a 125 ksi de precipitación de una gran cantidad de carburos de V finos. La publicación de solicitud de patente japonesa n° 2005-350754 propone el método para mejorar la resistencia a SSC de una tubería de acero de pozos petrolíferos de grado 125 ksi de controlar la densidad de dislocación y el coeficiente de difusión de hidrógeno a valores deseados. La publicación de solicitud de patente japonesa n° 2006-265657 propone el método para mejorar la resistencia a SSC de un acero para una tubería de pozos petrolíferos de grado 125 ksi o más de producción de una estructura de bainita monofásica, que se proporciona al contener un gran contenido de C en el acero y, durante el enfriamiento con agua, detener el enfriamiento con agua a 400 a 600 °C y efectuar un tratamiento térmico con transformación isotérmica (tratamiento de austemperización) a 400 a 600 °C.

- 55 La publicación de solicitud internacional n° WO 2010/100020 A1 describe un acero de baja aleación con alta resistencia a la fluencia y alta resistencia a la tensofisuración por sulfuro. El acero contiene C: 0,3 % a 0,5 % en peso, y posibilita la producción de tubos sin soldadura con una resistencia a la fluencia después del tratamiento térmico de 862 MPa o

más que exhiben resistencia a la tensofisuración por sulfuro.

La publicación de solicitud europea nº EP 1862561 A1 describe un acero para una tubería de pozos petrolíferos que tiene alta resistencia y excelente resistencia a SSC. El acero contiene C: 0,30 % a 0,60 % en peso y se somete a un tratamiento térmico para transformación isotérmica de bainita en un intervalo de 400 a 600 °C.

- 5 La publicación de solicitud europea nº EP 1876254 A1 describe una tubería de acero sin soldadura gruesa para tubo de conducción. La tubería tiene una composición química que contiene C: 0,03 % a 0,08 % en peso y la tubería se somete a tratamiento térmico para prevenir la generación de austenita retenida y martensita transformada a baja temperatura para obtener una microestructura metálica homogénea.

Documentos de la técnica anterior

10 Documentos de patente

Documento de patente 1: Publicación de solicitud de patente japonesa nº 62-253720

Documento de patente 2: Publicación de solicitud de patente japonesa nº 59-232220

Documento de patente 3: Publicación de solicitud de patente japonesa nº 6-322478

Documento de patente 4: Publicación de solicitud de patente japonesa nº 8-311551

- 15 Documento de patente 5: Publicación de solicitud de patente japonesa nº 11-335731

Documento de patente 6: Publicación de solicitud de patente japonesa nº 2000-178682

Documento de patente 7: Publicación de solicitud de patente japonesa nº 2000-256783

Documento de patente 8: Publicación de solicitud de patente japonesa nº 2000-297344

Documento de patente 9: Publicación de solicitud de patente japonesa nº 2000-119798

- 20 Documento de patente 10: Publicación de solicitud de patente japonesa nº 2005-350754

Documento de patente 11: Publicación de solicitud de patente japonesa nº 2006-265657

Documento de patente 12: publicación de solicitud internacional nº WO 2010/100020 A1

Documento de patente 13: Publicación de solicitud europea nº EP 1862561 A1

Documento de patente 14: Publicación de solicitud europea nº EP 1876254 A1

25 Compendio de la invención

Sin embargo, todas las técnicas divulgadas en los documentos de patente fallan en poder proporcionar una tubería de acero de pozos petrolíferos que tenga una resistencia a la fluencia de 140 ksi y exhiba establemente una excelente resistencia a SSC.

- 30 Es un objeto de la presente invención proporcionar una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación que tenga un esfuerzo de fluencia de 965 MPa (140 ksi) o más y exhiba establemente una excelente resistencia a SSC.

- La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención incluye una composición química consistente en, en % en masa: C: 0,40 a 0,65 %, Si: 0,05 a 0,50 %, Mn: 0,10 a 1,00 %, P: 0,020 % o menos, S: 0,0020 % o menos, Cu: 0,15 % o menos, Cr: 0,40 a 1,50 %, Mo: 0,50 a 2,50 %, V: 0,05 a 0,25 %, Ti: 0 a menos de 0,01 %, Nb: 0,01 a 0,2 %, Al sol.: 0,010 a 0,100 %, N: 0,006 % o menos, B: 0 a 0,0015 % y Ca: 0 a 0,003 %, siendo el resto Fe e impurezas, y una estructura consistente en martensita revenida y de 0 a menos de 2 % en relación de volumen de austenita retenida. El número de tamaño de grano de un grano de austenita previa en la estructura es de 9,0 o más, y en la martensita revenida, el diámetro circular equivalente de una subestructura rodeada por un borde que tiene una diferencia de orientación cristalina de 15° o más de entre un borde de paquete, un borde de bloque y un borde de lámina es de 3 µm o menos.

- 40 El método para fabricar una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención incluye una etapa de trabajo en caliente de trabajar en caliente un material de partida que tiene la composición química anteriormente descrita para formar una cubierta hueca, una etapa de templado final para someter la cubierta hueca a templado en que la tasa de enfriamiento, cuando la temperatura de la cubierta hueca está entre 500 y 100 °C, se fija a 1 °C/s a menos de 15 °C/s y la temperatura de la cubierta hueca a la que se detiene el enfriamiento se fija en 100 °C o menos, y una etapa de revenido de la cubierta hueca templada.

La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención tiene un esfuerzo de fluencia

de 965 MPa (140 ksi) o más y exhibe establemente excelente resistencia a SSC.

Breve descripción de los dibujos

La FIG. 1 ilustra un mapa de bordes de grano de austenita previa de una estructura cuyas subestructuras tienen un diámetro de grano de 2,6 μm .

5 La FIG. 2 ilustra un mapa de bordes de grano de ángulo alto de una estructura cuyas subestructuras tienen un diámetro de grano de 2,6 μm .

La FIG. 3 ilustra un mapa de bordes de grano de austenita previa de una estructura cuyas subestructuras tienen un diámetro de grano de 4,1 μm .

10 La FIG. 4 es un mapa de bordes de grano de ángulo alto de una estructura cuyas subestructuras tienen un diámetro de grano de 4,1 μm .

Descripción de realizaciones

Se describirá con detalle a continuación una realización de la presente invención. En la presente descripción, “%” significa “% en masa” a menos que se señale otra cosa.

15 Los presentes inventores investigaron y estudiaron las resistencias SSC de tuberías de acero de pozos petrolíferos de baja aleación que tienen una resistencia a la fluencia de 965 MPa o más y obtuvieron los siguientes hallazgos.

(1) Para proporcionar una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación de alta resistencia que exhiba establemente una excelente resistencia a SSC, es eficaz usar un acero que tenga un alto contenido de C de 0,40 % o más. Las razones de esto se indican a continuación.

20 Generalmente, se ajusta una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación para tener una estructura metálica que incluya principalmente martensita revenida templando y reviniendo después de laminación en caliente. Convencionalmente, se cree que a medida que los carburos se esferizan más en el proceso de revenido, mejora más la resistencia a SSC. Los carburos precipitados incluyen principalmente cementita, y el resto de los carburos incluyen carburos de aleación (carburos de Mo, carburos de V y carburos de Nb, y carburos de Ti si está contenido Ti). Si los carburos precipitan en un borde de grano, como los carburos son más planos, se tiende a una mayor aparición de SSC con estos carburos como punto de partida. En otras palabras, a medida que los carburos están más cercanos a una forma esférica, se vuelve menos probable que los carburos en el borde de grano causen SSC, y por tanto se potencia la resistencia a SSC. Por lo tanto, para mejorar la resistencia a SSC, es deseable la esferización de carburos, en particular cementita.

30 Es conocido que los carburos pueden esferizarse por revenido a la máxima temperatura posible. Sin embargo, el revenido a alta temperatura disminuye la densidad de dislocación del interior de la tubería de acero. La disminución de la densidad de dislocación misma es eficaz para la potenciación de la resistencia a SSC. Sin embargo, en general, puede causar una disminución de la resistencia. La dislocación sirve como sitio de trampa para el hidrógeno y, por tanto, si la densidad de dislocación es alta, es difícil proporcionar establemente una excelente resistencia a SSC. Contener elementos de aleación que potencien la resistencia al reblandecimiento por revenido tales como Mo y V es eficaz para la supresión de la disminución de resistencia causada por el revenido a alta temperatura. Sin embargo, tal efecto tiene un límite.

35 Si está contenido un 0,40 % o más de C, se acelera la esferización de carburos, en particular cementita, y además muchos carburos precipitan en el acero. Por tanto, el acero puede reforzarse por reforzamiento por precipitación, independientemente de la densidad de dislocación. En otras palabras, revenir un acero de baja aleación que tiene un alto contenido de C en condiciones de revenido apropiadas posibilita la esperanza de asegurar la resistencia por el reforzamiento por precipitación resultante de la precipitación de muchos carburos y de asegurar la resistencia a SSC resultante de la esferización de los carburos.

40 Según lo anterior, si el contenido de C es del 0,40 % o más, precipita y se dispersa una gran cantidad de carburos y, por tanto, la resistencia del acero puede potenciarse además por reforzamiento por precipitación, independientemente de la densidad de dislocación. Además, si el contenido de C es del 0,40 % o más, la concentración de elementos de aleación en la cementita disminuye y la cementita se esferiza. Por tanto, se estabiliza la resistencia a SSC mientras que se consigue una alta resistencia. Además, si el contenido de C es del 0,40 % o más, aumenta la relación en volumen de martensita en la estructura. A medida que la relación en volumen de martensita es mayor, disminuye más la densidad de dislocación después de revenido, y por tanto se estabiliza también la resistencia a SSC.

50 Para conseguir una resistencia a la fluencia de 965 MPa o más, es preferible que la estructura consista sustancialmente en martensita revenida monofásica, y que la relación en volumen de austenita retenida a la estructura completa (a la que se hace referencia de aquí en adelante en la presente memoria como la relación en volumen de austenita retenida) (%) sea lo más baja posible. Si la estructura contiene alguna fase distinta de martensita revenida (p. ej., bainita), no puede conseguirse la alta resistencia anteriormente mencionada. También, si la relación en volumen

de austenita retenida es alta, la resistencia varía. Por consiguiente, la estructura de la tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación tiene que ser una estructura consistente en martensita revenida y de 0 a menos de 2 % de relación en volumen de austenita retenida.

5 (2) Para proporcionar una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación que tenga una alta resistencia de 965 MPa o más y exhiba establemente una excelente resistencia a SSC, la estructura de martensita revenida se hace más fina. La martensita revenida contiene una pluralidad de granos de austenita previa, una pluralidad de paquetes, una pluralidad de bloques y una pluralidad de láminas. Más específicamente, la martensita revenida contiene una pluralidad de granos de austenita previa, y cada grano de austenita previa incluye una pluralidad de paquetes. Cada paquete incluye una pluralidad de bloques de tipo placa y cada bloque incluye una pluralidad de láminas.

10 De entre las regiones de martensita revenida definidas por bordes tales como los bordes de paquete, los bordes de bloque y los bordes de lámina, se define una región rodeada por un borde de grano de ángulo alto como una "subestructura". Además, de entre los bordes respectivos anteriormente mencionados (bordes de paquete, bordes de bloque y bordes de lámina), los bordes que tienen una diferencia de orientación cristalina de 15° o más se definen como "bordes de grano de ángulo alto".

15 Como los granos de austenita previa y las subestructuras de una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación que tienen una resistencia a la fluencia de 965 MPa o más son más finos, puede proporcionarse establemente una excelente resistencia a SSC. Más específicamente, si el número de tamaño de grano de los granos de austenita previa de acuerdo con la norma ASTM E112 es de 9,0 o más y el diámetro circular equivalente de las subestructuras es de 3 µm o menos, puede proporcionarse una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación que tiene una
20 alta resistencia de 965 MPa o más y que exhibe establemente una excelente resistencia a SSC.

(3) Para hacer que el diámetro circular equivalente de las subestructuras sea de 3 µm o menos, preferiblemente se controlan las condiciones de templado final durante el proceso de fabricación. Más específicamente, en el templado final, la tasa de enfriamiento para un intervalo de temperatura de cubierta hueca de 500 a 100 °C se fija en 1 °C/s o más, y la temperatura de cubierta hueca a la que se detiene el enfriamiento (a la que se hace referencia de aquí en adelante en la presente memoria como temperatura de detención del enfriamiento) se fija en 100 °C o menos.
25

(4) Antes del templado final, puede efectuarse un tratamiento térmico intermedio. Más específicamente, la cubierta hueca sometida a laminación en caliente se sumerge en un punto que es un punto A₁ o más (un punto A_{c1} o un punto A_{r1}). En este caso, puesto que se produce austenita en la estructura, los granos de austenita previa se refinan adicionalmente, proporcionando una excelente resistencia a SSC.

30 Basándose en los hallazgos anteriores, los presentes inventores han completado la presente invención.

La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención incluye una composición química consistente en: en % en masa: C: 0,40 a 0,65 %, Si: 0,05 a 0,50 %, Mn: 0,10 a 1,00 %, P: 0,020 % o menos, S: 0,0020 % o menos, Cu: 0,15 % o menos, Cr: 0,40 a 1,50 %, Mo: 0,50 a 2,50 %, V: 0,05 a 0,25 %, Ti: 0 a menos de 0,01 %, Nb: 0,01 a 0,2 %, Al sol.: 0,010 a 0,100 %, N: 0,006 % o menos, B: 0 a 0,0015 % y Ca: 0 a 0,003 %, siendo el
35 resto Fe e impurezas, y una estructura consistente en martensita revenida y de 0 a menos de 2 % de relación en volumen de austenita retenida, y el número de tamaño de grano de austenita previa en la estructura es de 9,0 o más, y en la martensita revenida, el diámetro circular equivalente de una subestructura rodeada por un borde que tiene una diferencia de orientación cristalina de 15° o más de entre un borde de paquete, un borde de bloque y un borde de lámina es de 3 µm o menos.

40 El método para fabricar la tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención incluye una etapa de trabajo en caliente en que se trabaja en caliente un material de partida que tiene la composición química anteriormente descrita formando una cubierta hueca, una etapa de templado final que somete la cubierta hueca a templado, en que se fija una tasa de enfriamiento para la cubierta hueca a entre 500 y 100 °C en 1 °C/s a menos de 15 °C/s, y la temperatura de la cubierta hueca a la que se detiene el enfriamiento se fija en 100 °C o menos y una
45 etapa de revenido de la cubierta hueca templada.

El método de fabricación anterior puede incluir además una etapa de tratamiento térmico intermedio de sumergir la cubierta hueca a una temperatura de un punto A₁ o más después de la etapa de trabajo en caliente y antes de la etapa de templado final.

50 Se describirán con detalle a continuación la tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención y el método para fabricar la misma

[Composición química]

La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención tiene la siguiente composición química.

C: 0,40 a 0,65 %

5 La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención tiene un contenido de carbono (C) que es mayor que el de tuberías de acero de pozos petrolíferos de baja aleación convencionales. Como resultado de la gran cantidad de C que está contenido, se dispersan en el acero una gran cantidad de carburos finos y se potencia así la resistencia del acero. Los ejemplos de carburos incluyen cementita y carburos de aleación (p. ej., carburos de Mo, carburos de V, carburos de Nb y carburos de Ti). Además, se hacen más finas las subestructuras y aumenta así la resistencia a SSC. Si el contenido de C es demasiado bajo, no puede obtenerse el efecto anteriormente mencionado. Por otro lado, si el contenido de C es demasiado alto, disminuye la dureza del acero en condición templada, dando como resultado un aumento de la susceptibilidad de fisuración por templado. Por lo tanto, el contenido de C es de 0,40 a 0,65 %. El límite inferior del contenido de C es preferiblemente de 0,50 %, más preferiblemente más de 0,50 %, aún más preferiblemente de 0,55 %. El límite superior del contenido de C es preferiblemente de 0,62 %, más preferiblemente de 0,60 %.

Si: 0,05 a 0,50 %

15 El silicio (Si) desoxida el acero. Si el contenido de Si es demasiado bajo, este efecto no puede conseguirse. Por otro lado, si el contenido de Si es demasiado alto, disminuye la resistencia a SSC. Por lo tanto, el contenido de Si es de 0,05 a 0,50 %. El límite inferior del contenido de Si es preferiblemente de 0,10 %, más preferiblemente de 0,20 %. El límite superior del contenido de Si es preferiblemente de 0,40 %, más preferiblemente de 0,35 %.

Mn: 0,10 a 1,00 %

20 El manganeso (Mn) desoxida el acero. Si el contenido de Mn es demasiado bajo, este efecto no puede conseguirse. Por otro lado, si el contenido de Mn es demasiado alto, el manganeso se segrega en los bordes de grano junto con elementos de impurezas tales como fósforo (P) y azufre (S). Como resultado, disminuye la resistencia a SSC del acero. Por lo tanto, el contenido de Mn es de 0,10 a 1,00 %. El límite inferior del contenido de Mn es preferiblemente de 0,20 %, más preferiblemente de 0,28 %. El límite superior del contenido de Mn es preferiblemente de 0,80 %, más preferiblemente de 0,50 %.

25 P: 0,020 % o menos

El fósforo (P) es una impureza. El fósforo se segrega en los bordes de grano y disminuye así la resistencia a SSC del acero. Por tanto, el contenido de P es preferiblemente lo más bajo posible. Por lo tanto, el contenido de P es de 0,020 % o menos. El contenido de P es preferiblemente de 0,015 % o menos, más preferiblemente de 0,012 % o menos.

S: 0,0020 % o menos

30 El azufre (S) es una impureza como el fósforo. El azufre se segrega en los bordes de grano y disminuye así la resistencia a SSC del acero. Por tanto, el contenido de S es preferiblemente lo más bajo posible. Por lo tanto, el contenido de S es de 0,0020 % o menos. El contenido de S es preferiblemente de 0,0015 % o menos, más preferiblemente de 0,0010 % o menos.

Cu: 0,15 % o menos

35 El cobre (Cu) es una impureza. El cobre fragiliza el acero y disminuye así la resistencia a SSC del acero. Por tanto, el contenido de Cu es preferiblemente lo más bajo posible. Por lo tanto, el contenido de Cu es de 0,15 % o menos. El límite superior del contenido de Cu es preferiblemente menor de 0,03 %, más preferiblemente de 0,02 %, aún más preferiblemente de 0,01 %.

Cr: 0,40 a 1,50 %

40 El cromo (Cr) potencia la endurecibilidad del acero y la resistencia del acero. Por otro lado, si está contenida una cantidad excesiva de Cr, disminuye la dureza del acero y disminuye la resistencia a SSC del acero. Por lo tanto, el contenido de Cr es de 0,40 a 1,50 %. El límite inferior del contenido de Cr es preferiblemente de 0,45 %. El límite superior del contenido de Cr es preferiblemente de 1,30 %, más preferiblemente de 1,00 %.

Mo: 0,50 a 2,50 %

45 El molibdeno (Mo), como se describe anteriormente, forma carburos y potencia así la resistencia al reblandecimiento por revenido, y en consecuencia contribuye a la potenciación de la resistencia a SSC por revenido a alta temperatura. Si el contenido de Mo es demasiado bajo, este efecto no puede conseguirse. Por otro lado, si el contenido de Mo es demasiado alto, se satura el efecto anterior. Por lo tanto, el contenido de Mo es de 0,50 a 2,50 %. El límite inferior del contenido de Mo es preferiblemente de 0,60 %, más preferiblemente de 0,65 %. El límite superior del contenido de Mo es de 2,0 % más preferiblemente de 1,6 %.

50 V: 0,05 a 0,25 %

El vanadio (V), como se describe anteriormente, forma carburos y potencia así la resistencia al reblandecimiento por

revenido, y en consecuencia contribuye a la potenciación de la resistencia a SSC por revenido a alta temperatura. Si el contenido de V es demasiado bajo, este efecto no puede conseguirse. Por otro lado, si el contenido de V es demasiado alto, disminuye la dureza del acero. Por lo tanto, el contenido de V es de 0,05 a 0,25 %. El límite inferior del contenido de V es preferiblemente de 0,07 %. El límite superior del contenido de V es preferiblemente de 0,15 %, más preferiblemente de 0,12 %.

Nb: 0,01 a 0,2 %

El niobio (Nb) se combina con C y/o N formando carburos, nitruros o carbonitruros. Estos precipitados (los carburos, nitruros y carbonitruros) someten las subestructuras de un acero a refinamiento de grano por el efecto de fijación y potencian así la resistencia a SSC del acero. Si el contenido de Nb es demasiado bajo, este efecto no puede conseguirse. Por otro lado, si el contenido de Nb es demasiado alto, se producen nitruros en exceso y así se desestabiliza la resistencia a SSC del acero. Por lo tanto, el contenido de Nb es de 0,01 a 0,2 %. El límite inferior del contenido de Nb es preferiblemente de 0,012 %, más preferiblemente de 0,015 %. El límite superior del contenido de Nb es preferiblemente de 0,10 %, más preferiblemente de 0,05 %.

Al sol.: 0,010 a 0,100 %

El aluminio (Al) desoxida el acero. Si el contenido de Al es demasiado bajo, la desoxidación del acero es insuficiente, dando como resultado una disminución de la resistencia a SSC del acero. Por otro lado, si el contenido de Al es demasiado alto, se producen óxidos, dando como resultado una disminución de la resistencia a SSC del acero. Por lo tanto, el contenido de Al es de 0,010 a 0,100 %. El límite inferior del contenido de Al es preferiblemente de 0,015 %, más preferiblemente de 0,020 %. El límite superior del contenido de Al es preferiblemente de 0,080 %, más preferiblemente de 0,050 %. En la presente descripción, el contenido de "Al" significa el contenido de "Al soluble en ácido", es decir, "Al sol."

N: 0,006 % o menos

El nitrógeno (N) es una impureza. El nitrógeno forma un nitruro y desestabiliza así la resistencia a SSC del acero. Por tanto, el contenido de N es preferiblemente lo más bajo posible. Por lo tanto, el contenido de N es de 0,006 % o menos. El contenido de N es preferiblemente de 0,005 % o menos, más preferiblemente de 0,004 % o menos.

El resto de la composición química de la tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación es Fe e impurezas. Las impurezas a las que se hace referencia en la presente memoria son elementos que se incorporan a partir de mineral y chatarra usados como materiales brutos de acero o, p. ej., a partir del entorno en el proceso de fabricación.

[Respecto a los elementos opcionales]

La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación puede contener además Ti en lugar de una parte del Fe.

Ti: 0 a menos de 0,01 %

El titanio (Ti) es un elemento opcional. El Ti forma nitruros y somete así al acero a refinamiento de grano. El Ti suprime además la fisuración de superficie de una pieza colada que se genera ocasionalmente durante la colada continua. Durante la colada continua, el N disuelto se combina con Al en una pieza colada y los nitruros de Al precipitan debido a la inducción de tensión. En este caso, la superficie de la pieza colada tiende a la fisuración. El Ti se combina preferentemente con el N disuelto formando nitruros de Ti, y suprime así la precipitación de nitruros de Al. Por tanto, se suprime la fisuración de superficie de la pieza colada durante la colada continua. Incluso si está contenida solo una pequeña cantidad de Ti, pueden conseguirse estos efectos. Sin embargo, si el contenido de Ti es demasiado alto, el TiN se endurece y desestabiliza así la resistencia a SSC del acero. Por lo tanto, el contenido de Ti es de 0 a menos de 0,01 %. El límite inferior de contenido de Ti es preferiblemente de 0,001 %, más preferiblemente de 0,003 %. El límite superior del contenido de Ti es preferiblemente de 0,008 %, más preferiblemente de 0,006 %.

La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación puede contener además B en lugar de una parte del Fe.

B: 0 a 0,0015 %

El boro (B) es un elemento opcional. El boro potencia la endurecibilidad y potencia la resistencia del acero. Incluso si está contenida solo una pequeña cantidad de B, puede conseguirse el efecto anterior. Sin embargo, si el contenido de B es demasiado alto, se forma $M_{23}CB_6$ en los bordes de grano, dando como resultado una disminución de la resistencia a SSC del acero. Por tanto, es preferible un bajo contenido de B incluso si está contenido B. Por lo tanto, el contenido de B es de 0 a 0,0015 % o menos. El límite inferior del contenido de B es preferiblemente de 0,0003 %, más preferiblemente de 0,0005 %. El límite superior del contenido de B es preferiblemente de 0,0012 %, más preferiblemente de 0,0010 %.

La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación puede contener además Ca en lugar de una parte del Fe.

Ca: 0 a 0,003 %

El calcio (Ca) es un elemento opcional. El calcio se combina con S en un acero formando sulfuros, y mejora así las formas de inclusiones y potencia la dureza del acero. Incluso si está contenida solo una pequeña cantidad de Ca, puede conseguirse el efecto anterior. Por otro lado, si el contenido de Ca es demasiado alto, este efecto se satura. Por lo tanto, el contenido de Ca es de 0 a 0,003 %. El límite inferior del contenido de Ca es preferiblemente de 0,0005 %, más preferiblemente de 0,0010 %. EL límite superior del contenido de Ca es preferiblemente de 0,0025 %, más preferiblemente de 0,0020 %.

[Estructura (microestructura)]

La estructura de la tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención incluye principalmente martensita revenida. Más específicamente, la matriz en la estructura consiste en martensita revenida y de 0 a menos de 2 % de relación en volumen de austenita retenida.

Para la tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención, la tasa de enfriamiento en el templado está restringida desde la perspectiva de la prevención de fisuración por templado debida al contenido relativamente alto de C en el acero. Por tanto, puede permanecer austenita retenida en la tubería de acero después del templado. En el producto final (estado después de revenido), la austenita retenida causa una gran variación de la resistencia. Por lo tanto, la relación en volumen de austenita retenida es preferiblemente la más baja posible. La relación en volumen de austenita retenida es preferiblemente menor del 1 %. La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención tiene más preferiblemente una estructura consistente en martensita revenida, siendo la relación en volumen de austenita retenida del 0 %.

La relación en volumen de austenita retenida se mide como sigue usando difracción de rayos X. Se recoge una muestra que incluye una parte central del grosor de pared de una tubería de acero de pozos petrolíferos producida. Se pule químicamente la superficie de la muestra recogida. Se somete la superficie pulida químicamente a difracción de rayos X usando un rayo de $\text{CoK}\alpha$ como rayo X incidente. A partir de las intensidades integradas en superficie de la superficie (211), la superficie (200) y la superficie (110) de ferrita y las intensidades integradas en superficie de la superficie (220), la superficie (200) y la superficie (111) de austenita, se determina y obtiene la relación en volumen de austenita retenida.

[Tamaño de grano de granos de austenita previa]

El número de tamaño de grano de granos de austenita previa en la estructura anterior es de 9,0 o más. El número de tamaño de grano de granos de austenita previa al que se hace referencia en la presente descripción se mide conforme a la norma ASTM E112. Si el número de tamaño de grano de los granos de austenita previa es de 9,0 o más, el acero exhibe una excelente resistencia a SSC incluso si el acero tiene una resistencia a la fluencia de 965 MPa (140 ksi) o más. Si el número de tamaño de grano de los granos de austenita previa es menor de 9,0, el acero tiene baja resistencia a SSC cuando el acero tiene la resistencia anteriormente mencionada. El número de tamaño de grano de los granos de austenita previa es preferiblemente de más de 9,0, más preferiblemente de 10,0 o más.

El número de tamaño de grano de los granos de austenita previa puede medirse usando un producto de acero después de templado y antes de revenido (lo que se denomina producto templado) o puede medirse también usando un producto de acero revenido. El uso de cualquiera de estos productos de acero no proporciona cambios en el tamaño de los granos de austenita previa.

[Tamaño de subestructuras]

Como se describe anteriormente, la martensita revenida contiene una pluralidad de granos de austenita previa, una pluralidad de paquetes, una pluralidad de bloques y una pluralidad de láminas. De entre las regiones de martensita revenida que están definidas por los bordes que son bordes de paquete, bordes de bloque y bordes de lámina, el diámetro circular equivalente de una subestructura rodeada por un borde con una diferencia de orientación cristalina de 15° o más (borde de grano de ángulo alto) es de 3 μm o menos.

La resistencia a SSC de un acero que tiene una alta resistencia de 965 MPa o más depende no solo del tamaño de grano de la austenita previa, sino también del tamaño de la subestructura. Si el número de tamaño de grano de los granos de austenita previa es de 9,0 o más y el diámetro circular equivalente de las subestructuras es de 3 μm o menos, puede proporcionarse una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación que tiene una alta resistencia de 965 MPa o más y exhibe establemente una excelente resistencia a SSC. El diámetro circular equivalentes de las subestructuras es preferiblemente de 2,5 μm o menos, más preferiblemente de 2,0 μm o menos.

El diámetro circular equivalente de las subestructuras se mide mediante el siguiente método. Se recoge una muestra que incluye una superficie de observación de 25 μm x 25 μm con el centro en el grosor de pared como centro de una superficie transversal arbitraria de una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación (una superficie perpendicular a la dirección axial de la tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación).

Se somete la superficie de observación a análisis de orientación cristalina por imagenología de difracción de electrones

retrodispersados (EBSP). Entonces, basándose en los resultados del análisis, se trazan los bordes que tienen una diferencia de orientación cristalina de 15° o más sobre la superficie de observación para identificar una subestructura.

Se mide el diámetro circular equivalente de cada una de las subestructuras especificadas. El diámetro circular equivalente significa el diámetro de un círculo donde el área de la subestructura se convierte en un círculo que tiene la misma área. El diámetro circular equivalente puede medirse, por ejemplo, empleando el método de medida de la longitud de intercepción media de granos cristalinos definida en la norma JIS G 0551 para obtener el tamaño medio de grano. El promedio de los diámetros circulares equivalentes obtenidos de las subestructuras respectivas se define como el diámetro circular equivalente de las subestructuras a las que se hace referencia en la presente descripción.

Las FIG. 1 y 2 ilustran una estructura ejemplar cada una cuyo diámetro circular equivalente de las subestructuras es de 2,6 µm. La FIG. 1 es un mapa de bordes de grano de austenita previa y la FIG. 2 es un mapa de bordes de grano de ángulo alto. La estructura es la obtenida a partir de un acero que tiene un número de tamaño de grano de austenita previa de 10,5 y que contiene C: 0,51 %, Si: 0,31 %, Mn: 0,47 %, P: 0,012 %, S: 0,0014 %, Cu: 0,02 %, Cr: 1,06 %, Mo: 0,67 %, V: 0,098 %, Ti: 0,008 %, Nb: 0,012 %, Ca: 0,0018 %, B: 0,0001 %, Al sol.: 0,029 % y N: 0,0034 %, siendo el resto Fe e impurezas.

Las FIG. 3 y 4 ilustran una estructura ejemplar cada una cuyo diámetro de grano de las subestructuras es de 4,1 µm. La FIG. 3 es un mapa de bordes de grano de austenita previa, y la FIG. 4 es un mapa de bordes de grano de ángulo alto. La estructura es la obtenida a partir de un acero que tiene un número de tamaño de grano de austenita previa de 11,5 y que contiene C: 0,26 %, Si: 0,19 %, Mn: 0,82 %, P: 0,013 %, S: 0,0008 %, Cu: 0,01 %, Cr: 0,52 %, Mo: 0,70 %, V: 0,11 %, Ti: 0,018 %, Nb: 0,013 %, Ca: 0,0001 %, B: 0,0001 %, Al sol.: 0,040 % y N: 0,0041 %, siendo el resto Fe e impurezas.

[Resistencia a la fluencia]

La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención tiene una resistencia a la fluencia de 965 MPa o más (140 ksi o más). La resistencia a la fluencia se define basándose en un esfuerzo de fluencia del 0,2 %. Aunque el límite superior de la resistencia a la fluencia no se limita específicamente, el límite superior de la resistencia a la fluencia es, por ejemplo, de 1150 MPa.

[Relación de fluencia]

La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención, que tiene la composición química y estructura anteriormente descritas, tiene una relación de fluencia YR (= resistencia a la fluencia YS/resistencia a la tracción TS) de 0,90 o más. Si la relación de fluencia YR es menor de 0,90, está contenida una fase distinta de martensita revenida (por ejemplo bainita) en la estructura. En este caso, disminuye la resistencia a SSC. La relación de fluencia YR de la tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención es de 0,90 más, y la estructura consiste en la monofase de martensita revenida, o martensita templada, y de 0 a menos de 2 % de austenita retenida. Por tanto, la tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención tiene una alta resistencia a la fluencia (965 MPa o más) así como una excelente resistencia a SSC.

[Método de fabricación]

Se describirá un ejemplo de método de fabricación de tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención. En este ejemplo, se describirá un método de fabricación de una tubería de acero sin soldadura (tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación).

Se funde y refina un acero que tiene la composición química anteriormente descrita mediante un método bien conocido. Posteriormente, se elabora con el acero fundido un material de colada continua por el proceso de colada continua. El material colado continuo puede ser, por ejemplo, una plancha, un tocho o una palanquilla. También con el acero fundido puede elaborarse un lingote mediante un proceso de elaboración de lingote.

La plancha, el tocho o el lingote se trabajan en caliente hasta una palanquilla. La palanquilla puede formarse por laminación en caliente o forjado en caliente.

La palanquilla se trabaja en caliente produciendo una cubierta hueca. En primer lugar, se calienta la palanquilla en un horno de calentamiento. Se somete la palanquilla extraída del horno de calentamiento a trabajo en caliente produciendo una cubierta hueca (tubería de acero sin soldadura). Por ejemplo, se efectúa el proceso de Mannesmann como trabajo en caliente produciendo la cubierta hueca. En este caso, se lamina por perforación una palanquilla redonda usando una máquina perforadora. Se lamina en caliente adicionalmente la palanquilla redonda laminada por perforación hasta una cubierta hueca usando, p. ej., un laminador de mandril, un reductor o laminador de acabado. La cubierta hueca puede producirse a partir de la palanquilla mediante cualquier otro proceso de trabajo en caliente.

Se somete la cubierta hueca trabajada en caliente a templado mediante al menos un recalentamiento y revenido.

La temperatura de templado en el templado es una temperatura bien conocida (temperatura de un punto A_{C3} o más).

El límite superior de la temperatura de templado es preferiblemente de 900 °C o menos. En este caso, los granos de austenita previa se hacen aún más finos.

El templado puede efectuarse una vez o una pluralidad de veces. La temperatura de cubierta hueca a la que se detiene el enfriamiento durante el templado final (es decir, la temperatura de detención del enfriamiento) es de 100 °C o menos. Si la temperatura de detención del enfriamiento es mayor de 100 °C, el diámetro circular equivalente de las subestructuras se vuelve mayor de 3 µm.

Además, en el templado final, la tasa de enfriamiento cuando la temperatura de la cubierta hueca está entre 500 y 100 °C se fija en 1 °C/s a menos de 15 °C/s. Si la tasa de enfriamiento para el intervalo de temperatura anteriormente mencionado es menor de 1 °C/s, el diámetro circular equivalente de las subestructuras se vuelve mayor de 3 µm. Además, en la estructura se produce no solo martensita sino también bainita. Por otro lado, si la tasa de enfriamiento es de 15 °C/s o más, tiende a aparecer fisuración por templado. Si la tasa de enfriamiento cuando la temperatura de cubierta hueca está entre 500 y 100 °C es de 1 °C/s a menos de 15 °C/s, el diámetro circular equivalente de las subestructuras se vuelve de 3,0 µm o menor y tiende a aparecer menor fisuración por templado. El límite inferior de la tasa de enfriamiento es preferiblemente de 2 °C/s, más preferiblemente de 3 °C/s.

Después de efectuar el templado final, se efectúa el revenido a una temperatura de revenido de menos del punto de A_{C1} . La temperatura de revenido se ajusta arbitrariamente según la composición química de la cubierta hueca y la resistencia a la fluencia pretendida. La temperatura de revenido es preferiblemente de 650 a 700 °C y el periodo de inmersión para la temperatura de revenido es preferiblemente de 15 a 120 minutos. La relación en volumen de austenita retenida puede reducirse también ajustando la temperatura de revenido. Como resultado del revenido, la resistencia a la fluencia de la cubierta hueca se vuelve de 965 MPa o más. Pueden efectuarse templado y revenido una pluralidad de veces.

La tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación según la presente invención se produce mediante el proceso de fabricación anteriormente descrito.

[Proceso de tratamiento térmico intermedio]

En el procedimiento de fabricación anteriormente descrito, se efectúa el templado después del trabajo en caliente. Sin embargo, puede efectuarse otro tratamiento térmico (tratamiento térmico intermedio) después del trabajo en caliente.

Por ejemplo, la cubierta trabajada en caliente puede someterse a normalización. Más específicamente, la cubierta hueca trabajada en caliente se mantiene a una temperatura que es mayor del punto A_3 (por ejemplo, 850 a 950 °C) durante un periodo dado de tiempo y entonces se deja enfriar naturalmente. El periodo de mantenimiento es, por ejemplo, de 15 a 120 minutos. Para normalización, generalmente después de trabajo en caliente, se enfría la cubierta hueca a temperatura normal y se calienta entonces al punto A_{C3} o más. Sin embargo, en la presente invención, la normalización puede efectuarse manteniendo la cubierta hueca tal cual a la temperatura del punto A_{C3} o más después del trabajo en caliente.

Si se efectúa normalización, se refinan adicionalmente los granos (granos de austenita previa) del acero. Más específicamente, si se temple la cubierta hueca normalizada, el número de tamaño de grano de los granos de austenita previa del material templado se vuelve 10,0 o más.

También, en lugar de la normalización anteriormente descrita, puede efectuarse templado. En este caso, como se describe anteriormente, se efectúa el templado una pluralidad de veces.

También el tratamiento térmico intermedio proporciona un efecto similar al anterior incluso si es un tratamiento térmico en un intervalo de temperatura de dos fases, ferrita + austenita (al que se hace referencia de aquí en adelante en la presente memoria como "calentamiento en el intervalo bifásico"). En el tratamiento térmico intermedio, si al menos una parte de la estructura del acero se transforma en austenita, puede conseguirse un efecto que es favorable para el refinamiento de grano. Por consiguiente, en el tratamiento térmico intermedio, es preferible que al menos la cubierta hueca se sumerja a la temperatura del punto A_{C1} o más.

Si el tratamiento térmico intermedio se efectúa antes del templado final, los granos de austenita previa se refinan adicionalmente y la resistencia a SSC se potencia adicionalmente.

Como se describe anteriormente, la temperatura de detención del enfriamiento en el templado final se fija en 100 °C o menos y la tasa de enfriamiento cuando la temperatura de cubierta hueca está entre 500 y 100 °C se fija en 1 °C/s a menos de 15 °C/s, con lo que el número de tamaño de grano de los granos de austenita previa se vuelve 9,0 o más, y el diámetro circular equivalente de las subestructuras se vuelve 3,0 µm o más. Por tanto, puede proporcionarse una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación que tiene una resistencia a la fluencia de 965 MPa o más y exhibe establemente una excelente resistencia a SSC.

[Ejemplo]

Se produjeron lingotes de aceros A a K que tienen las composiciones químicas respectivas indicadas en la Tabla 1.

[Tabla 1]

TABLA 1

Acero	Composición química (unidad: % en masa, siendo el resto Fe e impurezas)														
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	V	Ti	Nb	Al	B	N	Ca
A	0,51	0,25	0,43	0,013	0,0015	0,01	0,53	1,10	0,09	-	0,032	0,035	-	0,0027	-
B	0,47	0,35	0,40	0,012	0,0014	0,02	0,61	1,20	0,08	-	0,031	0,041	-	0,0035	0,0008
C	0,51	0,31	0,47	0,012	0,0014	0,02	1,06	0,67	0,10	0,004	0,012	0,029	0,0001	0,0034	0,0018
D	0,59	0,20	0,45	0,011	0,0010	0,01	1,00	0,70	0,10	0,005	0,029	0,038	0,0001	0,0039	-
E	0,50	0,10	0,40	0,010	0,0010	0,01	1,28	0,74	0,24	0,003	0,038	0,035	-	0,0026	0,0015
F	0,62	0,23	0,35	0,009	0,0008	0,02	0,51	0,73	0,08	0,003	0,034	0,041	-	0,0032	-
G	0,51	0,31	0,47	0,012	0,0014	0,02	0,57	1,51	0,10	0,003	0,028	0,029	0,0002	0,0034	-
H	0,55	0,28	0,43	0,006	0,0010	0,02	0,50	0,73	0,09	0,005	0,029	0,032	0,0001	0,0038	0,0013
I	0,28*	0,19	0,45	0,013	0,0008	0,01	0,52	0,70	0,11	0,006	0,032	0,040	0,0001	0,0041	0,0001
J	0,51	0,25	0,50	0,012	0,0013	0,02	0,67	1,10	0,10	0,014*	0,031	0,051	-	0,0039	-
K	0,53	0,25	1,10*	0,012	0,0007	0,02	0,90	0,69	0,08	-	0,031	0,032	-	0,0044	0,0012

* indica que el contenido relevante cae fuera del alcance de las reivindicaciones de la presente solicitud.

El símbolo "-" en la Tabla 1 indica que el contenido es sustancialmente "0". Haciendo referencia a la Tabla 1, las composiciones químicas de los aceros A a H eran aquellas que entran dentro del alcance de la presente invención. Por otro lado, el contenido de C en el acero I era menor que el límite inferior del contenido de C de la presente invención. El contenido de Ti en el acero J era mayor que el límite superior del contenido de Ti en la presente invención. El contenido de Mn en el acero K era mayor que el límite superior del contenido de Mn en la presente invención.

Después de calentar los lingotes respectivos, se produjeron por trabajo en caliente (laminado por perforación) tuberías de acero sin soldaduras calentadas que tienen cada una un diámetro externo de 244,5 mm y un grosor de pared de 13,8 mm. Se sometieron las tuberías de acero sin soldaduras al tratamiento térmico intermedio y al templeado final por recalentamiento de las tuberías a las temperaturas indicadas en la Tabla 2.

[Tabla 2]

TABLA 2

Número	Acero	Tratamiento térmico intermedio				Templado final				Número de tamaño de grano de γ -previa
		Tipo	Temperatura de tratamiento térmico (°C)	Método de enfriamiento	Temperatura de templado (°C)	Método de enfriamiento	Tasa de enfriamiento (°C/s)	Temperatura de detención del enfriamiento (°C)		
1	A	-	-	-	890	Pulverización de niebla	5	75 °C	9,0	
2	A	Normalización	920	Enfriamiento natural	890	Pulverización de niebla	5	75 °C	10	
3	A	Templado	920	Pulverización de niebla	890	Pulverización de niebla	5	75 °C	11	
4	A	Calentamiento en el intervalo bifásico	800	Enfriamiento natural	890	Pulverización de niebla	5	75 °C	10	
5	A	Templado	920	Pulverización de niebla	890	Pulverización de niebla	5	150 °C	11	
6	B	Templado	920	Pulverización de niebla	890	Pulverización de niebla	5	65 °C	11	
7	B	Templado	920	Inmersión en tanque de aceite	890	Inmersión en tanque de aceite	3	65 °C	11	
8	C	Normalización	920	Enfriamiento natural	890	Pulverización de niebla	5	75 °C	10	
9	D	-	-	-	890	Inmersión en tanque de aceite	3	85 °C	9,5	
10	D	Normalización	920	Enfriamiento natural	890	Pulverización de niebla	2	75 °C	10	
11	D	Normalización	920	Enfriamiento natural	890	Pulverización de niebla	5	135 °C	10	
12	E	Templado	920	Inmersión en tanque de aceite	890	Inmersión en tanque de aceite	2	85 °C	11	

13	F	Normalización	920	Enfriamiento natural	890	Pulverización de niebla	3	65° C	10,5
14	G	Normalización	920	Enfriamiento natural	910	Pulverización de niebla	5	75 °C	10,5
15	H	-	-	-	850	Pulverización de niebla	5	75 °C	9,5
16	H	Templado	920	Pulverización de niebla	850	Pulverización de niebla	5	50 °C	11,5
17	H	Normalización	920	Enfriamiento natural	890	Pulverización de niebla	3	50° C	10,5
18	I*	Templado	920	Inmersión en tanque de aceite	890	Inmersión en tanque de aceite	20*	50 °C	10,5
19	J*	Normalización	920	Enfriamiento natural	890	Pulverización de niebla	5	65 °C	10
20	K*	Normalización	920	Enfriamiento natural	850	Pulverización de niebla	5	50 °C	11,5
21	C	Normalización	920	Enfriamiento natural	890	Pulverización de niebla	20*	65 °C	10
22	C	Normalización	920	Enfriamiento natural	890	Pulverización de niebla	0,8*	65 °C	10

* indica que el acero o valor relevante cae fuera del alcance de las reivindicaciones de la presente solicitud.

La columna de "tratamiento térmico intermedio" de la Tabla 2 indica los contenidos de los tratamientos térmicos intermedios efectuados para tuberías de acero sin soldaduras trabajadas en caliente de los números de prueba respectivos. Más específicamente, la columna "tipo" en la columna de "tratamiento térmico intermedio" indica el tipo de tratamiento térmico efectuado (normalización, calentamiento de la región bifásica o templado). Por ejemplo, en el caso del número 2, se indica que se efectuó normalización a una temperatura de tratamiento térmico de 920 °C como tratamiento térmico intermedio y que el método de enfriamiento fue enfriamiento natural. En el caso del número 3, se indica que se efectuó el templado a una temperatura de templado de 920 °C y se efectuó enfriamiento forzado usando pulverización de niebla. En el caso del número 4, se indica que se calentó la tubería de acero sin soldadura relevante a una temperatura que es el punto A_{C1} o más y se dejó enfriar entonces naturalmente. En el caso del número 7, se indica que se sumerge la cubierta hueca en un tanque de aceite en el templado para enfriamiento reforzado, y en el caso del número 18, se indica que se sumerge la cubierta hueca en un tanque de agua para enfriamiento reforzado.

La columna de "templado final" de la Tabla 2 indica los contenidos del templado final efectuado para la tubería de acero sin soldadura de los números de prueba respectivos, que se han sometido a los tratamientos térmicos intermedios respectivos. Más específicamente, la columna de "tasa de enfriamiento" indica las tasas de enfriamiento (°C/s) cuando las temperaturas de las tuberías de acero sin soldadura respectivas estaban entre 500 y 100 °C.

En la Tabla 2, el símbolo "-" en la columna de "tratamiento térmico intermedio" indica que no se efectuó un tratamiento térmico intermedio para el número relevante.

[Prueba de tamaño de grano de austenita previa]

Usando las tuberías de acero sin soldadura (productos templados) sometidas al templado final, se realizó una prueba de tamaño de grano de austenita previa. Más específicamente, se recogieron muestras cortando los productos templados en la dirección del grosor de pared. Se embebieron entonces las muestras en resina y se grabó una superficie de cada muestra que corresponde a la superficie de corte perpendicular a la dirección axial de la tubería de acero sin soldadura (a la que se hace referencia de aquí en adelante en la presente memoria como superficie de observación) usando ácido pícrico. Se observó la superficie de observación grabada y se determinó el número de tamaño de grano de los granos de austenita previa conforme a la norma ASTM E112.

[Revenido]

Se sometieron a revenido a las temperaturas de revenido respectivas (°C) las tuberías de acero sin soldadura sometidas al templado final durante el periodo de inmersión (minutos) indicado en la Tabla 3, para ajustar las tuberías de acero sin soldadura de los números respectivos a que tengan una resistencia de fluencia de 965 MPa (140 ksi) o más.

[Tabla 3]

TABLA 3

Número	Acero	Estructura	Relación de grano de γ retenida (%)	Número de tamaño de grano de γ previa	Revenido		Estructura metálica	Características de tracción			Prueba de resistencia a SSC		
					Temperatura (°C)	Período de inmersión (min)		YS (MPa)	TS (MPa)	YR	Primera	Segunda	Tercera
1	A	M	0,2	9,0	670	60	2,8	1005	1100	0,91	NF	NF	NF
2	A	M	0,1	10	670	60	2,4	1040	1120	0,93	NF	NF	NF
3	A	M	0,1	11	670	60	2,2	1050	1115	0,94	NF	NF	NF
4	A	M	0,1	11	670	60	2,2	1045	1120	0,93	NF	NF	NF
5	A	M	1,0	11	660	60	3,5*	1020	1150	0,89	F	F	F
6	B	M	0	11	670	60	1,8	1100	1150	0,96	NF	NF	NF
7	B	M	0	11	670	60	2,0	1110	1145	0,97	NF	NF	NF
8	C	M	0	10	670	60	2,5	1035	1125	0,92	NF	NF	NF
9	D	M	0,1	9,5	670	60	2,7	1000	1100	0,91	NF	NF	NF
10	D	M	0,1	10	670	60	2,2	1050	1160	0,91	NF	NF	NF
11	D	M	0,5	10	675	60	3,6*	1035	1165	0,89	F	F	F
12	E	M	0,1	11	700	60	2,9	1045	1160	0,90	NF	NF	NF
13	F	M	0,3	10,5	670	60	1,7	1105	1160	0,95	NF	NF	NF
14	G	M	0,1	10,5	670	60	2,2	1075	1170	0,92	NF	NF	NF
15	H	M	0,2	9,5	670	60	2,8	1015	1130	0,90	NF	NF	NF
16	H	M	0	11,5	670	60	1,7	1120	1190	0,94	NF	NF	NF
17	H	M	0,1	10,5	670	60	1,9	1110	1190	0,93	NF	NF	NF
18	J*	M	0,1	10,5	650	60	4,0*	1000	1085	0,92	F	F	F
19	J*	M	0	10	680	60	2,7	1020	1090	0,94	NF	F	F
20	K*	M	0,1	11,5	670	60	2,5	1035	1125	0,92	NF	F	F
21	C	M	-	10	No se efectuaron procesos posteriores debido a la aparición de fisuración por templado								
22	C	B	0,2	10	670	60	4,2*	1005	1150	0,87	F	F	F

* indica que el acero o valor relevante cae fuera de las reivindicaciones de la presente solicitud.

[Prueba de evaluación de tuberías de acero sin soldadura sometidas a revenido]

[Prueba de observación de la microestructura y medida de la relación en volumen de austenita retenida]

Se realizó la siguiente prueba de observación de la microestructura para la tubería de acero sin soldadura de cada número que se ha sometido a revenido. Se grabó usando nital una parte central del grosor de pared de una sección transversal de cada tubería de acero sin soldadura (superficie perpendicular a la dirección axial de la tubería de acero sin soldadura). Se observaron tres campos visuales arbitrarios (que tiene cada uno un área de $100\ \mu\text{m} \times 100\ \mu\text{m}$) en la parte central grabada del grosor de pared. Para la observación, se usó un microscopio de barrido electrónico (SEM). Como resultado del grabado, se confirmó la martensita revenida.

Se indican en la Tabla 3 los resultados de la observación de la microestructura. El símbolo "M" en la tabla significa que la microestructura del número relevante consiste en martensita revenida o martensita revenida y austenita retenida. El símbolo "B" en la tabla significa que la microestructura de número relevante es una estructura de bainita.

En cada uno de los números 1 a 21, la microestructura era una estructura consistente en martensita revenida o martensita revenida y austenita retenida. En el número 22, se observó una estructura de bainita.

Mediante la difracción de rayos X anteriormente mencionada se midió la relación en volumen (%) de la austenita retenida en cada acero. Más específicamente, se recogió una muestra que incluye una parte central del grosor de pared de cada tubería de acero sin soldadura. Se pulieron químicamente las superficies de la muestra recogida. Se sometió la superficie pulida químicamente a difracción de rayos X usando un rayo de $\text{CoK}\alpha$ como rayo X incidente. A partir de las intensidades integradas en superficie de la superficie (211), la superficie (200) y la superficie (110) de ferrita y las intensidades integradas en superficie de la superficie (220), la superficie (200) y la superficie (111) de la austenita, se determinó la relación en volumen (%) de austenita retenida.

Se indican en la Tabla 3 los resultados de la determinación. En cada uno de los números, la relación en volumen de austenita retenida era menor del 2 %.

[Prueba de medida del diámetro circular equivalente de subestructuras]

Se sometió a análisis de orientación cristalina la tubería de acero sin soldadura de cada número, que se ha sometido a revenido, usando EBSD mediante el método anteriormente descrito, obteniendo el diámetro circular equivalente de la subestructura.

[Prueba de esfuerzo de fluencia]

A partir de cada una de las tuberías de acero sin soldadura sometidas a revenido, se recogió un espécimen de prueba de tensión de barra redonda que tiene una parte paralela que mide 6 mm de diámetro externo y 40 mm de longitud. La parte paralela era paralela a la dirección axial de la tubería de acero sin soldadura. Usando cada uno de los especímenes de prueba de tensión de barra redonda recogidos, se realizó una prueba de tensión a temperatura normal ($25\ ^\circ\text{C}$), obteniendo la resistencia a la fluencia YS (0,2 % de esfuerzo de prueba) (MPa) y la resistencia a la tracción TS (MPa). Como resultado, como se indica en la Tabla 3, la resistencia a la fluencia era de 965 MPa (140 ksi) o más en cada uno de los números.

[Prueba de resistencia a SSC]

Se efectuó la siguiente prueba de tensión a carga constante para la tubería de acero sin soldadura de cada número. A partir de la tubería de acero sin soldadura de cada número, se recogieron tres especímenes de prueba de tensión de barra redonda que incluían cada uno una parte paralela que se extiende en la dirección axial. La parte paralela de cada espécimen de prueba de tensión de barra redonda medía 6,35 mm de diámetro externo y 25,4 mm de longitud. Se realizó una prueba de tensión a carga constante a temperatura normal ($24\ ^\circ\text{C}$) en un baño de prueba basado en el método NACE TM0177A. Para el baño de prueba, se usó una solución acuosa de 5 % de NaCl + 0,5 % de CH_3COOH cargada con gas sulfuro de hidrógeno a 10 kPa (0,1 bar) (siendo el resto gas CO_2). En condiciones de pH 3,5, se impuso una carga constante que es el 90 % de la resistencia a la fluencia medida en la prueba de tensión a cada uno de los especímenes de prueba (tres en total) en el baño de prueba. Se determinó que no aparecía SSC si el espécimen de prueba no se rompía incluso después de pasar 720 horas, y se determinó que aparecía SSC si el espécimen de prueba se rompía durante la prueba (es decir, durante las 720 horas).

[Resultados de la prueba]

La Tabla 3 indica los resultados de la prueba. El símbolo "NF" en la columna de "prueba de resistencia a SSC" en la Tabla 3 indica que el espécimen de prueba relevante no se rompió incluso después del paso de 720 horas (es decir, no apareció SSC). El símbolo "F" indica que el espécimen relevante se rompió durante la prueba (es decir, apareció SSC).

En cada uno de los números 1 a 4, 6 a 10 y 12 a 17, la composición química del material de partida estaba dentro del alcance de la presente invención y las condiciones de producción (la tasa de enfriamiento y la temperatura de detención del enfriamiento en el revenido final) eran apropiadas. Por tanto, la estructura consistía en martensita

revenida y de 0 a menos de 2 % de austenita retenida, y el número de tamaño de grano de los granos de austenita previa era de 9,0 o más. Además, el diámetro circular equivalente de las subestructuras era de 3,0 μm o menos. Además, la relación de fluencia YR era de 0,90 o más. Por tanto, en la prueba de resistencia a SSC, ninguno de los tres especímenes de prueba se rompía y se obtenía establemente una excelente resistencia a SSC.

- 5 En particular, en cada uno de los números 2 a 4, 6 a 8, 10, 12 a 14, 16 y 17, se efectuó la normalización, templado o calentamiento en el intervalo bifásico como tratamiento térmico intermedio. Por tanto, el número de tamaño de grano de los granos de austenita previa de la tubería de acero sin soldadura de cada uno de estos números era de 10,0 o más, que es mayor que la de los números 1, 9 y 15 en que no se efectuó tratamiento térmico intermedio.

- 10 Por otro lado, en cada uno de los números 5 y 11, aunque la composición química del material de partida y la tasa de enfriamiento en el templado final eran apropiadas, la temperatura de detención del enfriamiento era de más de 100 °C. Por tanto, el diámetro circular equivalente de las subestructuras era de más de 3,0 μm y, en la prueba de resistencia a SSC, los tres especímenes de prueba se rompieron.

- 15 En el número 18, el contenido de C del material de partida era demasiado bajo. Además, la tasa de enfriamiento en el templado final era de más de 15 °C/s. Puesto que el contenido de C era bajo, no apareció fisuración por templado, pero el diámetro circular equivalente de las subestructuras era de más de 3,0 μm y, en la prueba de resistencia a SSC, los tres especímenes de prueba se rompieron.

En el número 19, el contenido de Ti en el material de partida era demasiado alto. Por tanto, en la prueba de resistencia a SSC, dos de los tres especímenes de prueba se rompieron y la resistencia a SSC era inestable.

- 20 En el número 20, el contenido de Mn en el material de partida era demasiado alto. Por tanto, en la prueba de resistencia a SSC, dos de los tres especímenes de prueba se rompieron y la resistencia a SSC era inestable.

En el número 21, aunque la composición química del material de partida estaba dentro del alcance de la presente invención, la tasa de enfriamiento en el templado final era demasiado alta. Por tanto, aparecía fisuración por templado.

- 25 En el número 22, aunque la composición química del material de partida estaba dentro del alcance de la presente invención, la tasa de enfriamiento en el templado final era demasiado baja. Por tanto, la estructura se vuelve una estructura de bainita y la relación de fluencia YR era menor de 0,90. Por tanto, en la prueba de resistencia a SSC, los tres especímenes de prueba se rompieron.

- 30 Aunque se ha descrito anteriormente la realización de la presente invención, la realización anteriormente descrita es una mera ilustración para llevar a cabo la presente invención. Por lo tanto la presente invención no está limitada a la realización, y la presente invención puede llevarse a cabo con la realización modificada arbitrariamente sin apartarse de espíritu de la realización.

REIVINDICACIONES

1. Una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación que comprende:
una composición química que consiste, en % en masa, en
C: 0,40 a 0,65 %,
 - 5 Si: 0,05 a 0,50 %,
 - Mn: 0,10 a 1,00 %,
 - P: 0,020 % o menos,
 - S: 0,0020 % o menos,
 - Cu: 0,15 % o menos,
 - 10 Cr: 0,40 a 1,50 %,
 - Mo: 0,50 a 2,50 %,
 - V: 0,05 a 0,25 %,
 - Ti: 0 a menos de 0,01 %,
 - Nb: 0,01 a 0,2 %,
 - 15 Al sol.: 0,010 a 0,100 %,
 - N: 0,006 % o menos,
 - B: 0 a 0,0015 % y
 - Ca: 0 a 0,003 %,
 - siendo el resto Fe e impurezas, y
 - 20 una estructura consistente en martensita revenida y de 0 a menos de 2 % de relación en volumen de austenita retenida;
 - en la que la tubería de acero tiene una resistencia a la fluencia de 965 MPa o más;
 - en la que el número de tamaño de grano de un grano de austenita previo en la estructura es de 9,0 o más; y
 - en la que, en la martensita revenida, el diámetro circular equivalente de una subestructura rodeada por un borde que
 - 25 tiene una diferencia de orientación cristalina de 15° o más de entre un borde de paquete, un borde de bloque y un borde de lámina es de 3 μm o menos.
 2. Un método para fabricar una tubería de acero de pozos petrolíferos de baja aleación caracterizado por comprender:
una etapa de trabajo en caliente de un material de partida que tiene la composición química según la reivindicación 1, formando una cubierta hueca;
 - 30 una etapa de templado final de someter la cubierta hueca a templado, en que la tasa de enfriamiento cuando la temperatura de la cubierta hueca está entre 500 y 100 °C se fija en 10 °C/s o menos de 15 °C/s y la temperatura de la cubierta hueca a la que se detiene el enfriamiento se fija en 100 °C o menos; y
 - una etapa de revenido de la cubierta hueca templada.
 3. El método según la reivindicación 2, caracterizado porque el método comprende además una etapa de tratamiento térmico intermedio de inmersión de la cubierta hueca a una temperatura de punto de A₁ o más después de la etapa de trabajo en caliente y antes de la etapa de templado final.
 - 35
 4. El método según la reivindicación 2 o 3, caracterizado porque se efectúan las siguientes etapas antes de formar el material de partida una cubierta hueca:
 - se funde y refina un material de acero que tiene la composición química según la reivindicación 1;
 - 40 – se elabora con el material de acero fundido un material colado continuo, tal como una plancha, un tocho o una palanquilla, mediante un proceso de colada continua, o se elabora un lingote mediante un proceso de elaboración de lingotes;

- en caso de que el material de colada sin soldadura sea una plancha, un tocho o un lingote, se trabaja en caliente hasta una palanquilla;

5 – se trabaja en caliente entonces la palanquilla produciendo una cubierta hueca.

5. El método según la reivindicación 4, caracterizado por que el trabajo en caliente de la palanquilla incluye las siguientes etapas:

- se calienta la palanquilla en un horno de calentamiento;

10 – se somete la palanquilla extraída del horno de calentamiento al proceso de Mannesmann produciendo la cubierta hueca.

6. El método según una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado porque la temperatura de templado es la temperatura de un punto A_{C3} o más y de 900 °C o menos.

15 7. El método según una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado porque, después del templado final, se efectúa revenido a una temperatura de revenido de menos del punto A_{C1} , preferiblemente en el intervalo de 650 a 700 °C, durante un periodo de inmersión de 15 a 120 minutos.

FIG. 1

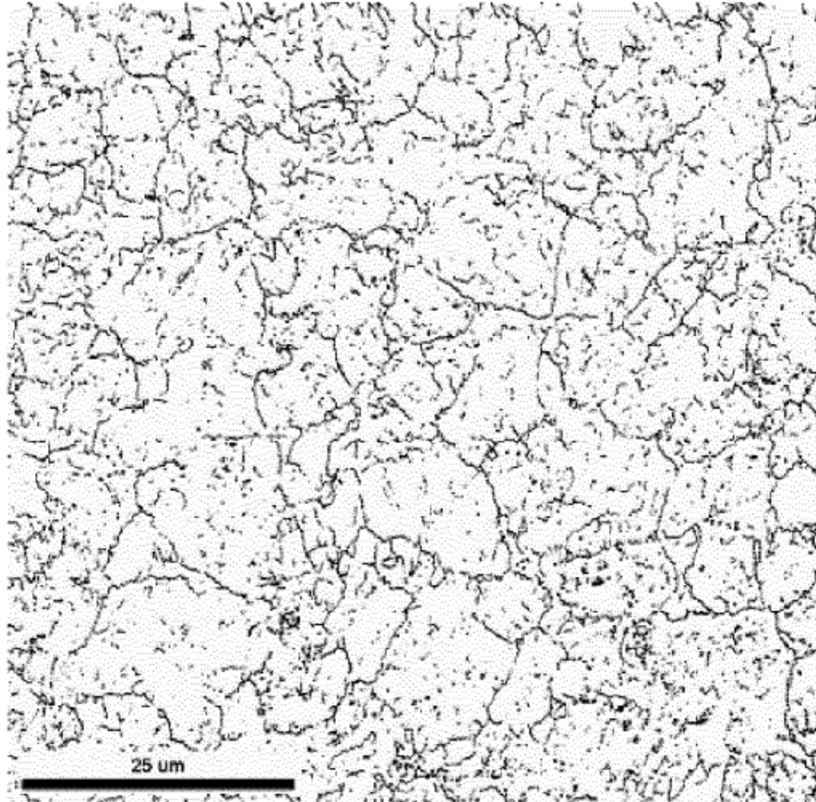


FIG. 2

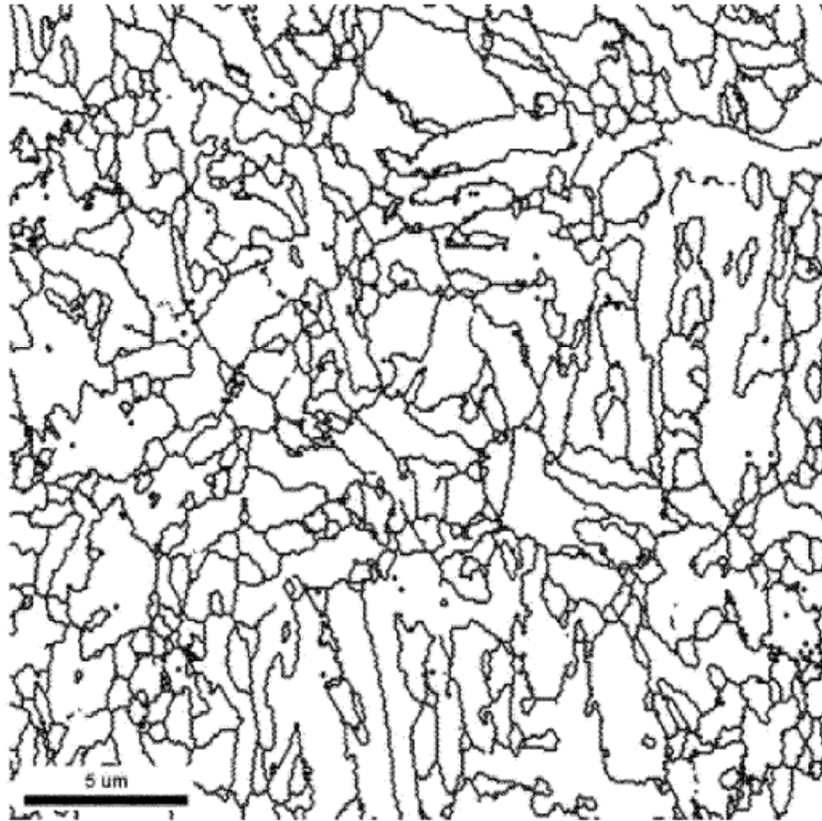


FIG. 3

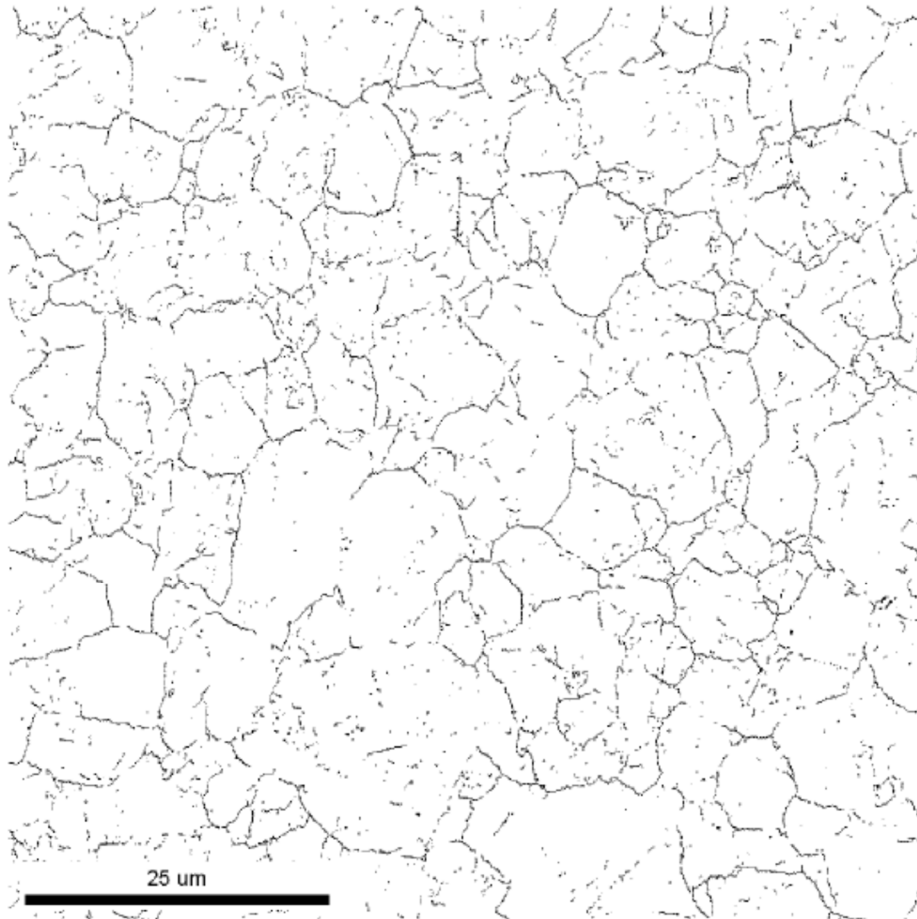


FIG. 4

