



19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

11 Número de publicación: **2 273 102**

51 Int. Cl.:
C22C 38/42 (2006.01)
C21D 8/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Número de solicitud europea: **04001819 .4**
86 Fecha de presentación : **28.01.2004**
87 Número de publicación de la solicitud: **1445342**
87 Fecha de publicación de la solicitud: **11.08.2004**

54 Título: **Acero inoxidable austenítico y método de producción del mismo.**

30 Prioridad: **29.01.2003 JP 2003-20851**
05.12.2003 JP 2003-407074

45 Fecha de publicación de la mención BOPI:
01.05.2007

45 Fecha de la publicación del folleto de la patente:
01.05.2007

73 Titular/es: **SUMITOMO METAL INDUSTRIES, Ltd.**
5-33, Kitahama 4-chome
Chuo-ku, Osaka-shi, Osaka 541-0041, JP

72 Inventor/es: **Iseda, Atsuro y**
Semba, Hiroyuki

74 Agente: **Carvajal y Urquijo, Isabel**

ES 2 273 102 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

Acero inoxidable austenítico y método de producción del mismo.

5 **Campo de la invención**

La presente invención se refiere a un acero inoxidable austenítico adecuado para materiales tales como un tubo de acero, que se usa en un tubo sobrecalentador y un tubo recalentador para una caldera, y a un tubo de horno para la industria química, y a una placa de acero, una barra de acero y un forjado de acero, que se usan como un elemento presurizado resistente al calor, y similares, a un acero inoxidable austenítico excelente en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad de 1 rotura por fluencia, a un método de producción del mismo.

Antecedentes de la invención

En el mundo se han construido recientemente calderas ultra-supercríticas de alta eficacia, con una presión y temperatura del vapor avanzada. Específicamente, se ha planeado aumentar la temperatura del vapor, que era de aproximadamente 600°C, hasta 650°C o más o adicionalmente hasta 700°C o más. El ahorro de energía, el uso eficaz de los recursos y la reducción de la emisión de CO₂ para la protección del medioambiente son los objetivos para solucionar los problemas de energía, que se basan en políticas industriales importantes. Y adicionalmente, una caldera ultra-supercrítica de alta eficacia y un horno son eficaces para una generación de potencia eléctrica y un horno para la industria química, que queman combustible fósil.

El vapor de alta temperatura y alta presión aumenta la temperatura de un tubo supercalentador para una caldera y un tubo de horno para la industria química, y también una placa de acero, una barra de acero y un forjado de acero, que se usan como elementos presurizados resistentes al calor, y similares, durante el funcionamiento práctico, hasta 700°C o más. Por tanto, para el acero usado en un entorno tan riguroso no sólo se requiere la resistencia a las altas temperaturas y la resistencia a la oxidación por vapor y corrosión por calor, sino también la excelente estabilidad de una microestructura durante un largo periodo de tiempo, la excelente ductilidad de rotura por fluencia y la excelente resistencia a la fatiga por fluencia.

Un acero inoxidable austenítico es mucho mejor en cuanto a la resistencia a las altas temperaturas y la resistencia a la corrosión por calor y oxidación por vapor más que un acero ferrítico. En consecuencia, pueden usarse los aceros inoxidables austeníticos a altas temperaturas de 650°C o más, mientras que un acero ferrítico no puede usarse debido a su solidez y resistencia a la corrosión. Los aceros inoxidables austeníticos típicos incluyen aceros de tipo 18 Cr-8 Ni (a los que se hará referencia en lo sucesivo en el presente documento como aceros de tipo 18-8) tales como TP 347H y TP 316H, y aceros de tipo 25 Cr tales como TP 310 y similares. Sin embargo, incluso el acero inoxidable austenítico tiene límites de aplicación en relación a la resistencia a las altas temperaturas y a la resistencia a la oxidación por vapor y corrosión por calor. Además, a pesar de que los aceros convencionales TP 310 de tipo 25 Cr tienen una mejor resistencia a la oxidación por vapor y corrosión por calor que los aceros de tipo 18-8, tienen una menor resistencia a las altas temperaturas a temperaturas de 650°C o más.

Por tanto, se han probado varios métodos para mejorar tanto la resistencia a las altas temperaturas como la resistencia a la oxidación por vapor y corrosión por calor. Se han propuesto los siguientes aceros inoxidables austeníticos.

(1) La publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público número 57-164971 da a conocer un acero en el que se mejoró la resistencia a la fluencia a altas temperaturas mediante una adición combinada de Al y Mg además de una cantidad considerable de N (nitrógeno).

(2) La publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público número 11-61345 da a conocer un acero en el que se mejoraron la resistencia a las altas temperaturas y la trabajabilidad en caliente mediante una adición combinada de Al y N además de una cantidad adecuada de B (boro), y limitando el contenido en O (oxígeno) hasta el 0,004% o inferior.

(3) La publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público número 11-293412 da a conocer un acero en el que se mejoró la trabajabilidad en caliente mediante una adición combinada de Al, N, Mg y Ca y limitando el contenido en O (oxígeno) hasta el 0,007% o inferior.

(4) La publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público número 2001-11583 da a conocer un acero en el que se intentó un reforzamiento por precipitación o un reforzamiento por solución sólida debido al nitrógeno mediante la adición de N, y se mejoró la tenacidad del acero usado durante un largo periodo de tiempo limitando los contenidos respectivos de Cr, Mn, Mo, W, V, Si, Ti, Nb, Ta, Ni y Co hasta niveles especificados o inferiores, aunque se asociaron a los mismos para suprimir de este modo la precipitación de fases sigma sin disminuir la resistencia a las altas temperaturas.

(5) La publicación de patente japonesa abierta a consulta por el público número 59-23855 da a conocer un acero en el que se mejoró la resistencia a las altas temperaturas añadiendo uno o más de Ti, Nb, Zr y Ta en un contenido de C de 1-13 veces de su total en un intervalo de 1-10 veces de contenido de C, y convirtiendo la microestructura del acero en una estructura de número 3-5 en el número de tamaño de grano austenítico según la norma JIS.

Sumario de la invención

Los aceros (1) a (5) mencionados anteriormente tienen los siguientes problemas. Esto es, debido a que en fluencia a altas temperaturas de 700°C o más predomina la fluencia por deslizamiento del grano, que es diferente a la fluencia por dislocación en un grano, sólo es insuficiente el reforzamiento en granos, y por tanto, se requiere el reforzamiento de los contornos de grano.

Sin embargo, en aceros reforzados por precipitación debido a compuestos intermetálicos o carbonitruro a los que se ha añadido N, que se dieron a conocer en los documentos (1) a (4) mencionados anteriormente y el (5) anterior, que también da a conocer un acero al que se ha añadido N, se mejora la resistencia a la fluencia en granos pero se genera una fluencia por deslizamiento del grano y disminuye considerablemente la ductilidad a la rotura por fluencia de modo que disminuye la resistencia a la fatiga por fluencia.

Además, en un acero reforzado por precipitación, debido a carbonitruro de Ti y/o Nb, se suprime el crecimiento de granos durante la producción del acero de modo que es probable que se obtenga la estructura de grano mezclada no uniforme. En consecuencia, hay desventajas porque es probable que se produzca la fluencia por deslizamiento del grano a temperaturas de 700°C o más y se produce la deformación por fluencia no uniforme, por lo que se pierden de manera significativa la resistencia y ductilidad.

Estas propiedades de corta duración de la fatiga por fluencia y ductilidad a la rotura por fluencia generan un problema tal como una rotura inesperada a corto plazo en una soldadura de montaje de metal, que está limitada, perdiendo de este modo la seguridad del material a altas temperaturas.

Además, puesto que los aceros (1) a (5) mencionados anteriormente no son materiales en los que se consideró lo suficientemente la ductilidad a la rotura por fluencia a altas temperaturas de 700°C o más, la deformación por fluencia no uniforme y la resistencia a la fatiga por fluencia, existe el problema de que incluso si se mejora la resistencia a las altas temperaturas de su metal de base, el acero no es seguro como material estructural.

Tal como se describirá en detalle a continuación, para suprimir la fluencia por deslizamiento del grano a temperaturas de 700°C o más, y la deformación por fluencia no uniforme, es perjudicial la adición de una cantidad considerable de Ti y son indispensables la adición combinada de una cantidad muy pequeña de Ti y una cantidad adecuada de O (oxígeno), y la optimización de la microestructura. Sin embargo, en la invención de los aceros (1) a (5) mencionados anteriormente, ni siquiera se consideran estos puntos.

Por tanto, la presente invención se realizó considerando las circunstancias mencionadas anteriormente.

El primer objetivo de la presente invención es proporcionar un acero inoxidable austenítico usado como un material a partir del que pueda obtenerse de manera segura el acero del segundo objetivo.

El segundo objetivo de la presente invención es proporcionar un acero inoxidable austenítico excelente en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia en el que el tiempo de rotura por fluencia supere las 10000 horas en condiciones de una temperatura de 700°C y un esfuerzo de carga de 100 MPa y una reducción del área de rotura por fluencia sea del 15% o superior.

El tercer objetivo de la presente invención es proporcionar un método de producción de un acero inoxidable austenítico excelente en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia, a partir del que pueda producirse el acero del segundo objetivo de manera segura y estable.

La esencia de la presente invención es un acero inoxidable austenítico descrito en la siguiente realización (1) ventajosa de (1) descrita en (2) a (4), un acero inoxidable austenítico excelente en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia, descrito en el (5) siguiente, y un método de producción de aceros inoxidables austeníticos excelentes en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia, descritos en el (6) siguiente.

(1) Acero inoxidable austenítico que comprende, en base al porcentaje en masa C: 0,03-0,12%, Si: 0,2-2%, Mn: 0,1-3%, P: 0,03% o inferior, S: 0,01% o inferior, Ni: superior al 18% e inferior al 25%, Cr: superior al 22% e inferior al 30%, Co: 0,04-0,8%, Ti: 0,002% o superior e inferior al 0,01%, Nb: 0,1-1%, V: 0,01-1%, B: superior al 0,0005% y 0,2% o inferior, diluido). Al: 0,0005% o superior e inferior al 0,03%, N: 0,1-0,35% y O (oxígeno): 0,001-0,008%, opcionalmente uno o más elemento(s) seleccionados de un grupo de Mo y W del 0,1-5% en contenido único o total, opcionalmente además uno o más elemento(s) seleccionados de un grupo de Mg del 0,0005-0,01%, Zr del 0,0005-0,2%, Ca del 0,0005-0,05%, REM del 0,0005-0,2%, Pd del 0,0005-0,2%, y Hf del 0,0005-0,2%, siendo el resto Fe e impurezas.

(2) Acero inoxidable austenítico según (1) que además comprende, en base al porcentaje en masa, uno o más elemento(s) seleccionados de un grupo de Mo y W del 0,1-5% en contenido único o total, siendo el resto Fe e impurezas.

ES 2 273 102 T3

(3) Acero inoxidable austenítico según (1) que además comprende, en base al porcentaje en masa, uno o más elemento(s) de un grupo de Mg del 0,0005-0,01%, Zr del 0,0005-0,2%, Ca del 0,0005-0,05%, REM del 0,0005-0,2%, Pd del 0,0005-0,2%, y Hf del 0,0005-0,2%, siendo el resto Fe e impurezas.

5 (4) Acero inoxidable austenítico según (1) que además comprende, en base al porcentaje en masa, uno o más elemento(s) seleccionados de un grupo de Mo y W del 0,1-5% en contenido único o total y que además contiene uno o más de Mg del 0,0005-0,01%, Zr del 0,0005-0,2%, Ca del 0,0005-0,05%, REM del 0,0005-0,2%, Pd del 0,0005-0,2%, y Hf del 0,0005-0,2%, siendo el resto Fe e impurezas.

10 (5) Acero inoxidable austenítico excelente en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia según cualquiera de los puntos (1) a (4) mencionados anteriormente, en el que la microestructura de dicho acero es una estructura de grano uniforme que tiene el número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM de 0 o superior e inferior a 7 y la proporción de grano mixto del 10% o inferior.

15 (6) Método para producir un acero inoxidable austenítico excelente en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia que comprende las etapas de, antes del trabajo final en caliente o frío de un acero que tiene composiciones químicas según cualquiera de los puntos (1) a (4) mencionados anteriormente, calentar dicho acero hasta 1200°C o más al menos una vez, y someter el acero a un tratamiento térmico final a 1200°C o más y a una temperatura, que es 10°C o más superior que la temperatura terminal de trabajo final cuando el trabajo final es
20 un trabajo en caliente, o someter el acero a un tratamiento térmico final a 1200°C o más y a una temperatura, que es 10°C o más superior que la temperatura de calentamiento final en dicho al menos un calentamiento cuando el trabajo final es un trabajo en frío.

En la presente invención REM significa metales de tierras raras y representa 17 elementos de Sc, Y y lantánidos.

25 El número de tamaño de grano austenítico es el número de tamaño de grano definido en la norma ASTM (American Society for Testing and Material, Sociedad americana para ensayos y materiales), y a la que en lo sucesivo en el presente documento se hará referencia sólo como “número de tamaño de grano según la norma ASTM”.

30 La proporción (%) de grano mixto es un valor definido mediante la siguiente expresión (1) cuando entre el número N de campos observados según el cálculo del número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM mencionada anteriormente, el número de campos calculados como granos mixtos es n.

$$(n/N) \times 100 \dots (1)$$

35

Aquí, se calculan los granos mixtos cuando existen granos cuyo número de tamaño de grano es diferente en aproximadamente 3 o más, del de los granos que tienen la frecuencia máxima en un campo, y en el que estos granos ocupan aproximadamente el 20% o más del área.

40

Descripción detallada de la invención

La presente invención se ha completado en base al siguiente conocimiento.

45 (a) El reforzamiento por dispersión y/o el reforzamiento por precipitación debido a compuestos intermetálicos y/o carbonitruros que contienen una gran cantidad de Ti, que era muy conocido en la técnica, promueven una deformación por fluencia por deslizamiento de grano a una temperatura elevada-de 700°C o superior conduciendo de este modo a una reducción de la resistencia, 5 ductilidad y duración de la fatiga por fluencia.

50 (b) Cuando la microestructura del acero está engrosada y los granos se hacen uniformes de modo que tienen una pequeña cantidad de granos mixtos, se suprime la deformación por fluencia por deslizamiento de grano no uniforme mencionada anteriormente. Esto es, cuando la microestructura está hecha de una estructura de menos de 7, según el número de tamaño de grano austenítico definido por la norma ASTM, se suprime la deformación por fluencia por deslizamiento de grano no uniforme. Particularmente, cuando la microestructura de acero está hecha de una estructura
55 de grano uniforme, que tiene un número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM inferior a 7 y cuya proporción de grano mixto, definida por la expresión (1) mencionada anteriormente, es del 10% o menos, se suprime adicionalmente la deformación por fluencia por deslizamiento de grano no uniforme.

60 (c) Una estructura de grano uniforme, que tiene un número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM inferior a 7 y una proporción mezclada del 10% o inferior, puede obtenerse mediante una adición combinada de una cantidad muy pequeña de Ti y una cantidad adecuada de O (oxígeno). Particularmente, cuando se combinan Ti de desde el 0,002% hasta menos del 0,01% y O (oxígeno) de desde el 0,001% hasta el 0,008% puede obtenerse de manera estable la estructura mencionada anteriormente.

65 Específicamente, puede obtenerse la estructura de grano uniforme, por ejemplo, controlando la cantidad de O (oxígeno) mezclado durante la producción del acero, añadiendo una cantidad muy pequeña de Ti y los óxidos finos que precipitan por dispersión. Esto se debe a que no se generan los carbonitruros no disueltos de Ti. Este mecanismo tiene lugar porque el carbonitruro de Nb precipita finamente por dispersión en acero usando el óxido fino estable

ES 2 273 102 T3

de Ti como un núcleo durante el tratamiento térmico medio antes del trabajo final, generando de este modo una recristalización uniforme durante el tratamiento térmico final, o para prevenir el crecimiento de granos no uniformes, que pueden conducir a granos mixtos.

Además, cuando en el acero se genera carbonitruro no disuelto de Ti, el carbonitruro de Nb, que ha formado un núcleo a partir del óxido fino de Ti disperso durante la producción de acero, precipita finamente y de manera uniforme en granos y contornos de granos, durante la deformación por fluencia en su uso. Como resultado se suprime la deformación por fluencia no uniforme, que se genera a 700°C o más, y al mismo tiempo pueden mejorarse significativamente la reducción en la ductilidad a la rotura por fluencia y la duración de la fatiga por fluencia. Como resultado se ha encontrado que también mejora la resistencia a la fluencia a altas temperaturas.

A continuación se describirán las razones por las que los aceros inoxidables austeníticos de la presente invención, aceros inoxidables austeníticos excelentes en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia que comprenden el primer acero así como los métodos de producción de los mismos, se han definido como se menciona anteriormente. El “%” significa “% en masa” en las siguientes descripciones siempre que el “%” no se explique adicionalmente.

1. Composiciones químicas

C: 0,03-0,12%

El C (carbono) es un elemento importante, que forma carburo. Un contenido de carbono necesario para garantizar una resistencia a la tracción y una resistencia a la rotura por fluencia a altas temperaturas, que son adecuados para el acero inoxidable austenítico para altas temperaturas, es al menos del 0,03%. Sin embargo, un carbono excesivo genera una gran cantidad de carburo no disuelto durante el trabajo que aumenta la cantidad total de carburo en el producto de modo que se reduce la soldabilidad. Particularmente, si el contenido de carbono supera el 0,12%, la reducción de la soldabilidad es significativa. Por tanto, el contenido de C se establece en el 0,03-0,12%. Se indica que el contenido límite inferior de C es preferiblemente del 0,04% y más preferiblemente del 0,05%. Además, el contenido límite superior de C es preferiblemente del 0,08% y más preferiblemente del 0,07%.

Si: 0,2-2%

El Si (silicio) se añade como un elemento desoxidante. Además, Si es un elemento importante para mejorar la resistencia del acero a la oxidación por vapor. Se necesita un contenido de Si del 0,2% o más para obtener estos efectos. Sin embargo, si el contenido de Si supera el 2%, no sólo se reduce la trabajabilidad, sino que también la estabilidad de la estructura a altas temperaturas también empeora. En consecuencia, el contenido de Si se establece en el 0,2-2%. Se indica que el contenido límite inferior de Si es preferiblemente del 0,25%, y más preferiblemente del 0,3%. Además, el contenido límite superior de Si es preferiblemente del 0,6%, y más preferiblemente del 0,5%.

Mn: 0,1-3%

El Mn (manganeso) se combina con S en acero para formar MnS, y mejora la trabajabilidad en caliente. Sin embargo, si el contenido de Mn es inferior al 0,1%, no puede obtenerse este efecto. Por otro lado, si hay un contenido excesivo de Mn, el acero se endurece y se vuelve frágil, y disminuye la trabajabilidad y/o soldabilidad del acero. Particularmente, si el contenido de Mn supera el 3%, la trabajabilidad y/o soldabilidad del acero disminuyen significativamente. En consecuencia, el contenido de Mn se establece en el 0,1-3%. Se indica que el contenido límite inferior de Mn es preferiblemente del 0,2% y más preferiblemente del 0,5%. Además, el contenido límite superior de Mn es preferiblemente del 1,5% y más preferiblemente del 1,3%.

P: 0,03% o inferior

El P (fósforo) se mezcla inevitablemente con el acero como una impureza. Puesto que el P excesivo disminuye considerablemente la soldabilidad y trabajabilidad del acero, el contenido límite superior de P se establece en el 0,03%. Un contenido de P preferible es del 0,02% o inferior y es mejor una cantidad más pequeña de contenido de P.

S: 0,01% o inferior

El S (azufre) se mezcla inevitablemente con el acero como una impureza. Puesto que el S excesivo disminuye la soldabilidad y trabajabilidad del acero, el contenido límite superior de S se establece en el 0,01%. Un contenido de S preferible es el 0,005% o inferior y también es mejor una cantidad más pequeña de contenido de S.

Ni: superior al 18% e inferior al 25%

El Ni (níquel) es un elemento de aleación, que estabiliza la austenita, y es importante para garantizar la resistencia a la corrosión. Se necesita un contenido de Ni superior al 18% a partir de un resto con el contenido de Cr, que se describirá a continuación. Por otro lado, un contenido de Ni del 25% o superior no sólo conduce a un aumento en los costes, sino que también conduce a la reducción en la resistencia a la fluencia. En consecuencia, el contenido de

ES 2 273 102 T3

Ni se establece en más del 18% y menos del 25%. Se indica que el contenido límite inferior del contenido de Ni es preferiblemente del 18,5%. Además, el límite superior del contenido de Ni es preferiblemente del 23%.

Cr: superior al 22% e inferior al 30%.

El Cr (cromo) es un elemento de aleación importante para garantizar la resistencia a la oxidación, la resistencia a la oxidación por vapor y la resistencia a la corrosión. Además, el Cr forma carbonitruro de tipo Cr para aumentar la resistencia. Particularmente, para mejorar la resistencia a la oxidación por vapor y la corrosión por calor a 700°C o más hasta un nivel superior a un acero de tipo 18-8, se necesita un contenido de Cr superior al 22%. Por otro lado, el Cr excesivo disminuye la estabilidad de la estructura de acero, facilita de este modo la generación de compuestos intermetálicos tales como la fase sigma y similares y disminuye la resistencia a la fluencia del acero. Además, un contenido de Cr aumentado conduce a un contenido de Ni aumentado, lo que es caro, para estabilizar la estructura austenítica del acero, dando como resultado un aumento en los costes. Particularmente, si el contenido de Cr es del 30% o superior, la reducción en la resistencia a la fluencia y un aumento en los costes se hacen considerables. Por tanto, el contenido de Cr se establece en más del 22% y menos del 30%. Se indica que el contenido límite inferior de Cr es preferiblemente del 23%, y más preferiblemente del 24%. Además, el contenido límite superior de Cr es preferiblemente del 28% y más preferiblemente del 26%.

Co: 0,04-0,8%

El Co (cobalto) ayuda al Ni a estabilizar la austenita del acero. Además, el Co mejora la resistencia a la rotura por fluencia a 700°C o más. Sin embargo, si un contenido de Co es inferior al 0,04%, no pueden obtenerse los efectos. Por otro lado, puesto que el Co es un elemento radiactivo, el contenido límite superior de Co se establece en el 0,8% de modo que no contamine un horno de fusión o similares. Se indica que el contenido límite inferior de Co es preferiblemente del 0,05% y más preferiblemente del 0,1%. Además, el contenido límite superior de Co es preferiblemente del 0,5% y más preferiblemente del 0,45%.

Ti: 0,002% y superior e inferior al 0,01%

El Ti (titanio) es el elemento de aleación más importante de la presente invención. Puesto que el Ti forma carbonitruros no disueltos que tienen una acción de reforzamiento por precipitación, se ha añadido de manera positiva al acero. Sin embargo, el carbonitruro no disuelto de Ti se convierte en los motivos por los que los granos se realizan mixtos, de la deformación por fluencia no uniforme y/o la reducción de la ductilidad.

Por otro lado, puesto que un óxido de Ti fino se convierte en un núcleo precipitado del carbonitruro de Nb mencionado anteriormente en el tratamiento térmico de ablandamiento antes del trabajo final, el carbonitruro de Nb puede precipitarse finamente por dispersión. Entonces, el carbonitruro de Nb precipitado finamente por dispersión genera una recristalización uniforme durante el tratamiento térmico final y previene el crecimiento de granos no uniformes, que conducen a granos mixtos.

Además, cuando en el acero se genera carbonitruro no disuelto de Ti, el carbonitruro de Nb, que ha formado un núcleo a partir del óxido fino de Ti disperso durante la producción de acero, precipita finamente y de manera uniforme en granos y contornos de grano, durante la deformación por fluencia en su uso. Como resultado se suprime la deformación por fluencia no uniforme, que se genera a 700°C o más, y se mejoran significativamente la reducción de la ductilidad a la rotura por fluencia y la duración de la fatiga por fluencia. Como resultado, también mejora la resistencia a la fluencia a altas temperaturas.

Tal como se explicó anteriormente, para formar un óxido fino estable sin generar carbonitruro, se necesita un contenido de Ti de al menos el 0,002%. Por otro lado, si el contenido de Ti es del 0,01% o superior, se genera carbonitruro innecesario por lo que disminuye la ductilidad a la rotura por fluencia y la resistencia a la fatiga por fluencia. En consecuencia, en la presente invención el contenido de Ti se establece en el 0,002% o superior e inferior al 0,01%. Se indica que el contenido límite inferior de Ti es preferiblemente del 0,004%, y más preferiblemente del 0,005%. Además, el contenido límite superior de Ti es preferiblemente del 0,009% y más preferiblemente del 0,008%.

Nb: 0,1-1%

El Nb (niobio) se precipita finamente por dispersión como carbonitruro para contribuir a la mejora de la resistencia a la fluencia. Por tanto, para obtener este efecto se necesita un contenido de Nb de al menos el 0,1%. Sin embargo, una cantidad de adición elevada de Nb disminuye la soldabilidad. Particularmente, si el contenido de Nb supera el 1%, la reducción de la soldabilidad es significativa. En consecuencia, el contenido de Nb se establece en el 0,1-1%. Se indica que el contenido límite inferior de Nb es preferiblemente del 0,3% y más preferiblemente del 0,4%. Además, el contenido límite superior de Nb es preferiblemente del 0,6% y más preferiblemente del 0,5%.

V: 0,01-1%

El V (vanadio) precipita como carbonitruro y mejora la resistencia a la fluencia del acero. Sin embargo, si el contenido de V es inferior al 0,01% no pueden obtenerse los efectos. Por otro lado, si el contenido de V supera el

ES 2 273 102 T3

1%, se genera una fase de fragilidad. En consecuencia, el contenido de V se establece en 0,01-1%. Se indica que el contenido límite inferior de V es preferiblemente del 0,03% y más preferiblemente del 0,04%. Además, el contenido límite superior es preferiblemente del 0,5% y más preferiblemente del 0,2%.

5 *B: superior al 0,0005% y 0,2% o inferior*

B (boro) existe en carbonitruro en lugar de una parte de C (carbono) formando el carbonitruro, o existe en contornos de grano en un cuerpo único de B, por lo que el B tiene un efecto de suprimir la fluencia por deslizamiento de grano, que se genera a una temperatura elevada de 700°C o más. Sin embargo, si el contenido de B es del 0,0005% o inferior, no puede obtenerse el efecto. Por otro lado, si el contenido de B supera el 0,2% se pierde la soldabilidad. En consecuencia, el contenido de B se establece en más del 0,0005% y el 0,2% o inferior. Se indica que el contenido límite inferior de B es preferiblemente del 0,001% y más preferiblemente del 0,0013%. Además, el contenido límite superior de B es preferiblemente del 0,005% y más preferiblemente del 0,003%.

15 *Al disuelto: 0,0005% o superior e inferior al 0,03%*

El Al (aluminio) se añade como un elemento desoxidante. Para obtener un efecto de desoxidación, el contenido de Al en forma de Al disuelto debería ser del 0,0005% o superior. Sin embargo, si se añade una cantidad elevada de Al, disminuye la estabilidad de la estructura en el acero, y por tanto, se genera la fragilización de fase sigma. Particularmente, si el acero contiene Al, que supere el 0,03% en forma de Al disuelto, la fragilización de fase sigma se vuelve significativa. En consecuencia, el contenido de Al en forma de Al disuelto se establece en el 0,0005% o superior e inferior al 0,03%. Se indica que el contenido límite inferior de Al en forma de Al disuelto es preferiblemente del 0,005%. Además, el contenido límite superior de Al en forma de Al disuelto es preferiblemente del 0,02% y más preferiblemente del 0,015%.

25 *N: 0,1-0,35%*

El N (nitrógeno) se añade para garantizar el reforzamiento por precipitación debido a carbonitruro y la estabilidad de austenita a altas temperaturas en lugar de una parte de Ni caro. Para mejorar la resistencia a la tracción y la resistencia a la fluencia a altas temperaturas, se necesita un contenido de N del 0,1% o superior. Sin embargo, la adición de una gran cantidad de N disminuye la ductilidad, soldabilidad y tenacidad del acero, y particularmente si el contenido de N supera el 0,35%, la reducción de la ductilidad, soldabilidad y tenacidad se vuelve significativa. En consecuencia, el contenido de N se establece en 0,1-0,35%. Se indica que el contenido límite inferior de N es preferiblemente del 0,15% y más preferiblemente del 0,2%. Además, el contenido límite superior de N es preferiblemente del 0,3% y más preferiblemente del 0,27%.

O: 0,001-0,008%

El O (oxígeno) es uno de los elementos importantes de la presente invención similar al Ti. Para formar el óxido de Ti mencionado anteriormente, se necesita un contenido de O (oxígeno) de al menos el 0,001%. Por otro lado, si el contenido de O supera el 0,008% se forma un óxido diferente del óxido de Ti. Entonces el óxido diferente al óxido de Ti se convierte en una inclusión que disminuye la ductilidad a la rotura por fluencia y la resistencia a la fatiga por fluencia. En consecuencia, el contenido de O se establece en 0,001-0,008%. Se indica que el contenido límite inferior de O es preferiblemente del 0,004% y más preferiblemente del 0,005%. Además el contenido de límite superior de O es preferiblemente del 0,007%.

Se indica que el óxido de Ti puede producirse controlando el contenido de O en el intervalo mencionado anteriormente durante la producción del acero y añadiendo Ti en el acero de modo que el contenido de Ti se encuentre en un intervalo definido en la presente invención, que es del 0,02% o superior e inferior al 0,01%.

50 Uno de uno de los aceros inoxidables austeníticos y un acero inoxidable austenítico excelente en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia según la presente invención, comprende la composición química mencionada anteriormente así como el resto sustancial de Fe, en otras palabras el Fe y las impurezas diferentes de los elementos mencionados anteriormente.

55 El otro de los dos aceros inoxidables austeníticos citados de la presente invención contiene al menos un elemento de aleación seleccionado de al menos un grupo del primer grupo y el segundo grupo siguientes. Estos elementos se explicarán a continuación.

60 *Primer grupo (Mo y W)*

El Mo y el W son elementos de aleación eficaces para mejorar la resistencia a la fluencia a altas temperaturas. En consecuencia, en un caso en el que se requiere este efecto, pueden estar contenidos de manera positiva uno o más de Mo y W. En este caso, la adición del 0,1% o más del contenido único o total aumenta el efecto. Sin embargo, la adición de una gran cantidad de Mo y W genera compuestos intermetálicos tales como la fase sigma y similares y afecta a la tenacidad, resistencia y ductilidad. Además, puesto que el Mo y el W son fuertes elementos de formación de ferrita y conducen a un aumento en los costes debido a la necesidad de una cantidad aumentada de Ni para la estabilización de la austenita en acero, el límite superior del contenido único o total puede establecerse en el 5%. El límite inferior del

ES 2 273 102 T3

contenido único o total de Mo y W es preferiblemente del 5% y más preferiblemente del 1%. El límite superior del contenido es preferiblemente del 3% y más preferiblemente del 2%.

Segundo grupo (Mg, Zr, Ca, REM, Pd y Hf)

Mg, Zr, Ca, REM, Pd y Hf son elementos eficaces para fijar S para mejorar la trabajabilidad en caliente. Además, el Mg tiene un efecto de desoxidación mediante la adición de una cantidad muy pequeña de Mg y tiene un efecto de contribuir a la precipitación dispersa de dicho óxido de Ti fino. Cuando se añade una gran cantidad de Zr al acero, forma un óxido y/o nitruro, que puede conducir a granos mixtos. Sin embargo, la adición de una cantidad muy pequeña de Zr tiene un efecto de reforzar contornos de grano. El REM tiene el efecto de producir óxido estable e inocuo para mejorar la resistencia a la corrosión, ductilidad a la fluencia, resistencia a la fatiga térmica y resistencia a la fluencia.

En consecuencia, en un caso en el que se requiere el efecto, pueden añadirse de manera positiva uno o más de los elementos mencionados anteriormente, y pueden obtenerse los efectos mediante cada elemento con un contenido del 0,0005% o superior. Sin embargo, si el contenido de Mg supera el 0,001%, se ven afectadas las propiedades metalográficas del acero de manera que disminuyen la resistencia a la fluencia y/o la resistencia a la fatiga por fluencia y la ductilidad. Un contenido de Zr superior al 0,2% forma óxido y/o nitruro, que no sólo puede conducir a granos mixtos, sino que también afecta a las propiedades metalográficas del acero para disminuir la resistencia a la fluencia, y/o la resistencia a la fatiga por fluencia y también la ductilidad. Además, un contenido de Ca superior al 0,05% afecta a la ductilidad y trabajabilidad. Los contenidos respectivos de REM, PD y Hf, que superan el 0,2% forman un gran número de inclusiones tales como óxido y similares de modo que no sólo se ven afectadas la trabajabilidad y soldabilidad sino que también aumentan los costes.

Por tanto, en contenidos de elementos en caso de adición de los mismos, el contenido de Mg puede establecerse en 0,0005-0,01%, los contenidos de Zr, REM, Pd y Hf pueden establecerse en el 0,0005-0,2% y el contenido de Ca puede establecerse en 0,0005-0,05%.

Los límites inferiores preferibles de los contenidos de estos elementos son como sigue.

Para Mg, Zr y Ca, sus límites son el 0,001% y más preferiblemente el 0,002%. Para REM, Pd y Hf, sus límites son el 0,01% y más preferiblemente el 0,02%.

Los límites superiores preferibles de los contenidos de estos elementos son como sigue.

Para Mg, su límite es el 0,008% y más preferiblemente el 0,006%, para Zr su límite es el 0,1% y más preferiblemente el 0,05%, para Ca su límite es el 0,03% y más preferiblemente el 0,01%, y para REM, Pd y Hf sus límites son el 0,15% y más preferiblemente el 0,1%.

En este caso, el REM que es un elemento de tierras raras en la presente invención representa 17 elementos de Sc, Y y lantánidos, tal como se mencionó anteriormente.

Las impurezas diferentes a dicho P y S incluyen Cu, que con frecuencia se añade de manera positiva a aceros de tipo 18-8 como elemento de reforzamiento. Sin embargo, el Cu no tiene el efecto de suprimir la fluencia por deslizamiento de grano a 700°C o más, y afecta negativamente a la ductilidad. En consecuencia, el contenido de Cu como impureza puede establecerse en el 0,5% o inferior, y preferiblemente en el 0,2% o inferior.

2. Microestructura

La microestructura de un acero inoxidable austenítico excelente en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia según la presente invención debe ser una estructura de grano uniforme, que tenga el número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM de 0 o superior e inferior a 7, y que tenga la proporción de grano mixto del 10% o inferior. Esta razón es tal como sigue.

Una fluencia de acero a una temperatura inferior a 700°C es una fluencia por dislocación en la que la deformación en granos es fundamental, y por otro lado, una fluencia del acero a una temperatura de 700°C o superior, es una fluencia por deslizamiento de grano. Esta fluencia por deslizamiento de grano depende de manera significativa del tamaño de grano del acero. En una estructura de grano fino con un número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM de 7 o superior, se produce una fluencia por deslizamiento de grano para disminuir la resistencia significativamente, de este modo no puede garantizarse el tiempo de rotura por fluencia pretendido. Por otro lado, en una estructura de grano grueso con un número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM inferior a 0, no sólo se ven afectadas la resistencia y ductilidad sino que tampoco puede realizarse el ensayo ultrasónico de productos. Además, si la proporción de grano mixto supera el 10%, con ello se genera la deformación por fluencia no uniforme para disminuir la ductilidad a la rotura por fluencia y la resistencia a la fatiga por fluencia. Así no puede garantizarse la reducción del área de rotura por fluencia pretendida. Estos puntos son evidentes a partir de los resultados de los ejemplos, que se describirán a continuación. Se indica que un límite superior preferible del número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM es 6 y más preferiblemente, 5. Por otro lado, un límite inferior preferible del número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM es 3 y más preferiblemente, 4. Además, el límite

inferior de una proporción de grano mixto preferible es del 0%, en otras palabras, una estructura de grano uniforme sin granos mixtos.

3. Método de producción

Un acero inoxidable austenítico excelente en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia según la presente invención, que tenga la composición química y microestructura mencionadas anteriormente, se producirá tal como sigue. Por ejemplo, tal como se mencionó anteriormente, antes del trabajo final en caliente o en frío del acero que tenga una composición definida en la presente invención, el acero se calienta al menos una vez a 1200°C o más. Entonces, cuando el trabajo final es un trabajo en caliente, se somete el acero a un tratamiento térmico final de 1200°C o más, y a una temperatura, que es 10°C o más superior a la temperatura terminal del trabajo final, por otro lado, cuando el trabajo final es un trabajo en frío, se somete el acero a un tratamiento térmico final a 1200°C o más, y a una temperatura, que es 10°C o más superior a la temperatura de calentamiento final en dicho al menos un calentamiento por lo que el acero pretendido puede producirse de manera estable y segura.

La razón para calentar el acero a 1200°C o más al menos una vez antes del trabajo en caliente o en frío final, es que se permite que el carbonitrúro no disuelto de Ti, y el carbonitrúro de Nb y/o el carbonitrúro de V eficaces para mejorar la resistencia se disuelvan de una vez. La razón de la temperatura de calentamiento de 1200°C o superior es que una temperatura inferior a 1200°C no disuelve lo suficientemente los depósitos mencionados. Puesto que es mejor una temperatura de calentamiento superior, no se define el límite superior de la temperatura de calentamiento. Sin embargo, si la temperatura de calentamiento supera los 1350°C, no sólo es probable que se produzcan grietas intergranulares a la temperatura elevada o una reducción de la ductilidad, sino que los granos también se agrandan extremadamente y la trabajabilidad se reduce considerablemente. En consecuencia, el límite superior de la temperatura de calentamiento puede establecerse en 1350°C.

Además, el trabajo en caliente puede usar cualquier otro método de trabajo en caliente. Por ejemplo, en un caso en el que los productos finales son tubos de acero, el trabajo en caliente puede incluir la extrusión en caliente representada por un método de Ugine-Sejournet, y/o los métodos de laminación representados por la laminación de Mannesmann con molino de laminación con mandril o sin mandril o similares. En un caso en el que los productos finales son placas de acero, el trabajo en caliente puede incluir un método típico de producción de las placas de acero o láminas de placas de acero laminadas en caliente en rollo. La temperatura final del trabajo en caliente no está definida, pero puede establecerse en 1200°C o más. Esto es porque si la temperatura final de trabajo es inferior a 1200°C, la disolución de los carbonitrúros de dichos Nb, Ti y V es insuficiente y la resistencia a la fluencia y/o la ductilidad se ven afectadas.

El trabajo en frío puede usar cualquier método de trabajo en frío. Por ejemplo, en un caso en el que los productos finales son tubos de acero, el trabajo en frío puede incluir un método de revenido en frío en el que un tubo no refinado producido mediante el trabajo en caliente mencionado anteriormente se somete a un revenido y/o un método de laminación en frío mediante un laminador en frío de paso de peregrino. En un caso en el que los productos finales son placas de acero, el trabajo en frío puede incluir un método típico para producir una lámina de acero laminado en frío en rollo.

Se indica que cuando el trabajo final es un trabajo en frío, el calentamiento a 1200°C o más al menos una vez antes de este trabajo en frío puede incluir cualquier calentamiento tal como el calentamiento de ablandamiento de un material sin refinar suministrado o el calentamiento de ablandamiento controlado durante el trabajo repetido.

La razón de esto es que cuando el trabajo final es un trabajo en caliente, el acero se somete a un tratamiento térmico final a 1200°C o más y a una temperatura, que es 10°C o más superior a la temperatura terminal del trabajo final, por otro lado, cuando el trabajo final es un trabajo en frío, el acero se somete al tratamiento térmico final a 1200°C o más y a una temperatura, que es 10°C o más superior a la temperatura de calentamiento final en dicho al menos un calentamiento antes del trabajo final, es como sigue.

Cuando la temperatura del tratamiento térmico final es inferior a 1200°C o cuando no es una temperatura, que es 10°C o más superior a la temperatura terminal de trabajo o la temperatura de calentamiento final antes del trabajo final, no puede obtenerse una microestructura del acero que tenga el número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM requerido de 0 o superior e inferior a 7 y la proporción de grano mixto inferior al 10% por lo que afecta a la resistencia a la fluencia, la ductilidad a la rotura por fluencia y la duración de la fatiga por fluencia a 700°C o superior. A pesar de que el límite superior de esta temperatura de tratamiento térmico final no está particularmente definido, puede establecerse preferiblemente en 1350°C por la misma razón que en el caso en el que el calentamiento se realiza al menos una vez antes del trabajo final.

El enfriamiento, tras el calentamiento realizado al menos una vez antes del trabajo final, y después del trabajo en caliente y el tratamiento térmico final, se realiza preferiblemente a una velocidad de enfriamiento media de 0,25°C/seg o superior al menos de 800°C a 500°C. Esto se debe a la reducción de la resistencia y se previene la resistencia a la corrosión del acero debido a la generación de carbonitrúro grueso durante el enfriamiento.

Además, para hacer que la microestructura del acero sea uniforme con el fin de obtener una resistencia estabilizada adicionalmente, se prefiere dar al acero una deformación de trabajo de modo que se obtenga una recristalización y grano uniforme durante el tratamiento térmico. Así, cuando el trabajo final es un trabajo en frío, el trabajo se realiza

ES 2 273 102 T3

mediante una reducción del área del 10% o superior, y cuando el trabajo final es el trabajo en caliente, el trabajo plástico se realiza mediante una reducción del área del 10% o superior a una temperatura de 500°C o inferior antes del tratamiento térmico final para impartir la deformación al acero.

- 5 El ejemplo siguiente ilustra la presente invención más concretamente. Sin embargo, este ejemplo no limita de ningún modo el alcance de la presente invención.

Ejemplo

- 10 Se fundieron treinta y seis tipos de aceros, que tenían las composiciones químicas mostradas en las tablas 1 y 2.

TABLA 1

Acero	Nº	Composición química (unidad: % en masa, resto: Fe e impurezas)									
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Ti	Nb
Presente invención	1	0,115	0,23	1,05	0,018	0,001	18,13	24,08	0,44	0,009	0,81
	2	0,100	0,49	0,21	0,003	0,001	18,48	25,71	0,04	0,007	0,77
	3	0,065	0,22	1,75	0,009	0,002	21,35	23,01	0,06	0,003	0,55
	4	0,070	0,45	1,08	0,012	0,001	24,89	25,89	0,09	0,007	0,47
	5	0,068	0,55	0,89	0,015	0,001	22,42	25,65	0,11	0,005	0,45
	6	0,059	0,62	0,76	0,004	0,002	19,75	24,78	0,30	0,007	0,41
	7	0,061	0,39	1,32	0,007	0,001	19,35	22,16	0,33	0,006	0,51
	8	0,053	0,49	0,89	0,016	0,003	23,46	25,64	0,17	0,008	0,48
	9	0,070	0,42	1,46	0,011	0,001	21,00	25,32	0,26	0,005	0,40
	10	0,031	0,47	2,51	0,012	0,001	24,94	25,44	0,78	0,008	0,31
	11	0,051	0,36	0,98	0,009	0,003	22,42	24,29	0,45	0,008	0,38
	12	0,085	0,44	1,21	0,014	0,002	20,13	26,01	0,42	0,007	0,71
	13	0,070	0,51	2,89	0,015	0,001	23,75	24,02	0,18	0,006	0,60
	14	0,070	0,55	1,78	0,005	0,001	24,70	22,98	0,31	0,005	0,45
	15	0,100	0,34	0,81	0,009	0,002	22,45	23,06	0,40	0,006	0,58
	16	0,060	0,57	0,29	0,012	0,001	19,98	24,99	0,60	0,006	0,42
	17	0,111	0,48	1,55	0,006	0,004	24,09	24,00	0,16	0,005	0,88
	18	0,078	0,31	0,80	0,005	0,001	20,10	25,25	0,07	0,008	0,47
	19	0,062	0,67	0,51	0,009	0,001	19,63	25,11	0,45	0,006	0,50
	20	0,059	0,52	0,72	0,005	0,002	18,19	24,90	0,44	0,006	0,49
	21	0,068	0,41	1,01	0,012	0,001	20,08	25,01	0,15	0,007	0,45
	22	0,064	0,22	0,99	0,015	0,001	20,77	24,01	0,22	0,005	0,43
	23	0,062	0,35	1,07	0,011	0,002	21,37	25,68	0,63	0,003	0,45
	24	0,070	0,49	1,32	0,018	0,001	23,78	25,85	0,45	0,007	0,39
	25	0,058	0,43	1,19	0,011	0,004	20,53	24,89	0,38	0,006	0,45
	26	0,062	0,38	1,25	0,010	0,002	20,01	25,04	0,40	0,007	0,44
	27	0,065	0,40	1,21	0,004	0,003	21,03	25,11	0,32	0,006	0,46
Comparativo	28	0,086	0,26	1,21	0,023	0,003	20,45	24,78	-*	-*	-*
	29	0,115	0,52	1,11	0,018	0,001	18,89	25,02	0,07	0,008	0,92
	30	0,075	0,41	1,22	0,010	0,002	20,10	26,16	0,06	0,003	0,72
	31	0,064	0,67	1,06	0,017	0,002	22,31	27,89	0,42	0,011*	0,55
	32	0,077	0,12	0,89	0,011	0,002	18,98	23,75	0,06	0,001*	0,23
	33	0,081	0,89	0,94	0,025	0,003	19,06	28,98	0,08	0,006	0,38
	34	0,064	0,42	0,75	0,022	0,001	21,03	22,01	0,67	0,008	0,21
	35	0,055	0,25	1,06	0,019	0,002	22,70	28,16	0,08	0,102*	0,76
	36	0,061	0,33	1,21	0,015	0,001	19,75	24,73	0,09	0,003	0,45

Nota: una marca * muestra fuera del intervalo definido en la presente invención.

ES 2 273 102 T3

TABLA 2 (continuación de tabla 1)

Acero	Nº	Composición química (unidad: % en masa, resto: Fe e impurezas)					
		V	B	Al dis.	N	O	Otros
Presente invención	1	0,03	0,0021	0,009	0,165	0,0051	-
	2	0,06	0,0032	0,014	0,111	0,0042	W: 1,36
	3	0,07	0,0015	0,027	0,210	0,0032	-
	4	0,10	0,0035	0,007	0,191	0,0051	Ca: 0,008
	5	0,11	0,0010	0,010	0,206	0,0066	Mo: 0,32, W: 0,53
	6	0,36	0,0015	0,015	0,253	0,0079	
	7	0,42	0,0021	0,008	0,215	0,0065	-
	8	0,06	0,0017	0,013	0,289	0,0050	Mg: 0,006
	9	0,07	0,0031	0,012	0,176	0,0065	Pd: 0,02, Hf: 0,01
	10	0,88	0,0058	0,015	0,294	0,0019	-
	11	0,08	0,0048	0,022	0,280	0,0050	W: 0,23, Ca: 0,003
	12	0,03	0,0025	0,026	0,234	0,0050	-
	13	0,07	0,0028	0,006	0,216	0,0052	La: 0,03, Ce: 0,10
	14	0,02	0,0017	0,007	0,341	0,0020	-
	15	0,15	0,0021	0,016	0,310	0,0007	-
	16	0,04	0,0019	0,009	0,201	0,0055	-
	17	0,45	0,0020	0,021	0,148	0,0051	Mo: 0,98, W: 1,73, Mg: 0,004
	18	0,72	0,0013	0,019	0,189	0,0055	-
	19	0,61	0,0018	0,020	0,207	0,0040	Y: 0,02
	20	0,80	0,0025	0,011	0,261	0,0061	Zr: 0,06
	21	0,09	0,0011	0,007	0,245	0,0043	-
	22	0,10	0,0018	0,009	0,238	0,0050	Nd: 0,01
	23	0,05	0,0006	0,003	0,220	0,0048	-
	24	0,12	0,0009	0,008	0,240	0,0052	Mo: 1,31
	25	0,11	0,0021	0,008	0,250	0,0061	W: 1,40
	26	0,11	0,0029	0,010	0,222	0,0059	Hf: 0,05
	27	0,09	0,0025	0,007	0,262	0,0058	Pd: 0,03
Comparativo	28	-*	-*	0,021	0,077*	0,0044	-
	29	0,02	0,0042	0,004	0,031*	0,0102*	-
	30	0,03	0,0017	0,006	0,089*	0,0079	
	31	0,04	0,0023	0,017	0,219	0,0032	-
	32	0,03	0,0025	0,025	0,273	0,0029	
	33	0,03	0,0031	0,011	0,285	0,0121*	-
	34	0,05	0,0055	0,026	0,198	0,0005*	-
	35	0,06	0,0019	0,035*	0,240	0,0077	
	36	0,08	0,0004*	0,015	0,148	0,0039	-
Nota: una marca * muestra fuera del intervalo definido en la presente invención.							

ES 2 273 102 T3

Acero	N°	Composición química (unidad: % en masa, resto: Fe e impurezas)					
		V	B	Al. dis	N	O	Otros
Presente invención	1	0,03	0,0021	0,009	0,165	0,0051	-
	2	0,06	0,0032	0,014	0,111	0,0042	W: 1,36
	3	0,07	0,0015	0,027	0,210	0,0032	-
	4	0,10	0,0035	0,007	0,191	0,0051	Ca: 0,008
	5	0,11	0,0010	0,010	0,206	0,0066	Mo: 0,32, W: 0,53
	6	0,36	0,0015	0,015	0,253	0,0079	-
	7	0,42	0,0021	0,008	0,215	0,0065	-
	8	0,06	0,0017	0,013	0,289	0,0050	Mg: 0,006
	9	0,07	0,0031	0,012	0,176	0,0065	Pd: 0,02, Hf: 0,01
	10	0,88	0,0058	0,015	0,294	0,0019	-
	11	0,08	0,0048	0,022	0,280	0,0050	W: 0,23, Ca: 0,003
	12	0,03	0,0025	0,026	0,234	0,0050	-
	13	0,07	0,0028	0,006	0,216	0,0052	La: 0,03, Ce: 0,10
	14	0,02	0,0017	0,007	0,341	0,0020	-
	15	0,15	0,0021	0,016	0,310	0,0007	-
	16	0,04	0,0019	0,009	0,201	0,0055	-
	17	0,45	0,0020	0,021	0,148	0,0051	Mo: 0,98, W: 1,73, Mg: 0,004
	18	0,72	0,0013	0,019	0,189	0,0055	-
	19	0,61	0,0018	0,020	0,207	0,0040	Y: 0,02
	20	0,80	0,0025	0,011	0,261	0,0061	Zr: 0,06
	21	0,09	0,0011	0,007	0,245	0,0043	-
	22	0,10	0,0018	0,009	0,238	0,0050	Nd: 0,01
	23	0,05	0,0006	0,003	0,220	0,0048	-
	24	0,12	0,0009	0,008	0,240	0,0052	Mo: 1,31
	25	0,11	0,0021	0,008	0,250	0,0061	W: 1,40
	26	0,11	0,0029	0,010	0,222	0,0059	Hf: 0,05
	27	0,09	0,0025	0,007	0,262	0,0058	Pd: 0,03
Comparativo	28	-*	-*	0,021	0,077*	0,0044	-
	29	0,02	0,0042	0,004	0,031 *	0,0102	-
	30	0,03	0,0017	0,006	0,089*	0,0079	-
	31	0,04	0,0023	0,017	0,219	0,0032	-
	32	0,03	0,0025	0,025	0,273	0,0029	-
	33	0,03	0,0031	0,011	0,285	0,0121*	-
	34	0,05	0,0055	0,026	0,198	0,0005*	-
	35	0,06	0,0019	0,035*	0,240	0,0077	-
	36	0,08	0,0004*	0,015	0,148	0,0039	-

Nota: una marca * muestra fuera del intervalo definido en la presente invención.

Se fundieron los aceros número 1 a 15 y números 29 a 36 mediante el uso de un horno de fusión en vacío de un volumen de 50 kg y las barras de aceros obtenidos se acabaron para dar placas de acero mediante el siguiente método A de producción. Y se fundieron los aceros número 16 a 28 mediante el uso de un horno de fusión en vacío de un volumen de 150 kg, y los lingotes de acero obtenidos se convirtieron en tubos sin costura acabados en frío, teniendo cada uno un diámetro externo de 50,8 mm, y un grosor de pared de 8,0 mm, mediante el siguiente método B de producción.

ES 2 273 102 T3

(1) *Método A de producción (ejemplo en un caso en el que el trabajo final es un trabajo en caliente y los productos finales son placas de acero)*

Primera etapa: Calentar a 1250°C;

segunda etapa: moldear una placa de acero, que tenga un grosor de 15 mm, mediante forjado en caliente con una proporción de forjado de 3 (proporción de reducción de sección transversal del 300%) o superior y a una temperatura terminal de trabajo de 1200°C;

tercera etapa: enfriar (enfriamiento por aire) a una velocidad de 0,55°C/seg desde 800°C hasta 500°C o inferior; y

cuarta etapa: enfriar por agua tras mantener la placa a 1220°C durante 15 minutos.

(2) *Método B de producción (ejemplo en un caso en el que el trabajo foral es un trabajo en frío y los productos finales son tubos de acero)*

Primera etapa: moldear una barra redonda a partir de un lingote que tiene un diámetro externo de 175 mm mediante forjado en caliente y mecanizando el exterior;

Segunda etapa: calentar la barra redonda a 1250°C;

Tercera etapa: extrudir en caliente la barra redonda calentada a una temperatura terminal de trabajo de 1200°C y moldearla dando lugar a un tubo sin refinar que tiene un diámetro externo de 64 mm y un grosor de pared de 10 mm;

cuarta etapa: revenir el tubo sin refinar hasta una proporción de reducción de sección transversal del 30% a temperatura ambiente para formar un tubo si costuras acabado en frío que tiene un tamaño de producto; y

quinta etapa: mantener el tubo a 1220°C durante diez minutos y enfriarlo por agua.

Se examinaron respectivamente los números de tamaño de grano austeníticos según la norma ASTM y las proporciones de grano mixto de las placas y tubos de acero acabados, según un método definido en la norma ASTM, y el método descrito anteriormente. Entonces, a partir de las placas y tubos de acero, se muestrearon piezas de ensayo de fluencia de barras redondas, teniendo cada una un diámetro externo de 6 mm y una longitud de calibre de 30 mm, y se sometieron las piezas de ensayo a una prueba de rotura por fluencia en condiciones de una temperatura de 700°C y un esfuerzo de carga de 100MPa para comprobar el tiempo (h) de rotura por fluencia y la reducción (%) del área de rotura por fluencia. Se indica que el número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM y la proporción de grano mixto se obtuvieron observando veinte tomas de las piezas de prueba respectivas.

La tabla 3 muestra los resultados de los controles mencionados anteriormente.

Acero	Nº	Método	Número de tamaño de grano según la norma ASTM (valor medio)	Proporción de grano mixto (%)	Tiempo de rotura por fluencia (h)	Reducción del área de rotura por fluencia (%)
	1	A	6.3	5	14.765,7	23
	2		5.8	5	13.289,2	26
	3		4.8	0	21.366,0	22
	4		5.1	10	19.076,5	25
	5		6.0	0	28.976,1	28
	6		4.9	0	19.737,2	32
	7		5.3	0	17.865,3	24
	8		4.1	0	22.938,9	37
	9		5.7	5	24.689,1	35
	10		3.1	5	16.540,4	20

ES 2 273 102 T3

	11		3.5	0	20.190,6	41
	12		4.8	5	21.311,7	22
	13		5.0	0	19.187,0	39
	14		4.8	5	23.701,8	25
	15		5.4	5	18.794,1	31
	16		5.8	0	16.589,9	26
	17		6.1	5	35.410,2	21
	18		5.7	0	17.731,1	28
	19		5.3	10	20.464,3	27
	20		4.8	0	19.882,0	40
	21		4.2	0	16.564,2	21
	22		5.2	5	24.198,8	41
	23		6.4	10	18.672,0	44
	24		3.8	5	21.162,3	36
	25		5.4	5	31.450,7	27
	26		4.6	5	29.629,0	43
	27		5.8	0	32.407,6	37
	28		4.4	10	1.231,8**	66
	29		7.8*	30*	8.045,1**	7**
	30		6.6	10	7.642,0**	17
	31		4.5	20*	21.43,5	8**
	32		3.8	35*	10.832,1	12**
	33		4.7	25*	19.821,6	5**
	34		3.5	20*	11.457,0	14**
	35		6.1	25*	23.410,7	4**
	36		5.7	25*	9.721,5**	10
Nota 1: el número de tamaño de grano según la norma ASTM es un valor medio de 20 campos. Nota 2: una marca * y una marca ** muestran fuera de intervalo y un valor objetivo definido en la presente invención.						

Tal y como puede observarse a partir de la tabla 3, en los aceros con los números 1 a 27 obtenidos tratando aceros que tienen composiciones químicas definidas en la presente invención con un método según la presente invención, los números de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM y las proporciones de grano mixto se encuentran todos en un intervalo definido en la presente invención, y tanto el tiempo de rotura por fluencia como la reducción del área de rotura por fluencia satisfacen los valores objetivo de la presente invención.

Por otro lado, en los aceros número 29 y número 31 a 36 en los aceros obtenidos tratando los aceros cuyas composiciones químicas se encuentran fuera del intervalo definido en la presente invención con un método según la presente invención, cualquiera o tanto los números de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM como las proporciones de grano mixto se encuentran fuera del intervalo definido en la presente invención, y ninguno o ni el tiempo de rotura por fluencia ni la reducción del área de rotura por fluencia satisfacen los valores objetivo de la presente invención.

Además, el acero número 28 es un acero existente de SUS 310, que no contiene Ti ni Nb así como Co, V y B. A pesar de que la microestructura del acero es una estructura de grano uniforme definida en la presente invención y la reducción del área de rotura por fluencia es extremadamente buena, el tiempo de rotura por fluencia es de 1231,8 horas, lo que es un 1/10 o menos del caso del acero según la presente invención, que es extremadamente corto. El acero número 30 es un acero que tiene una composición química en un intervalo definido en la presente invención excepto

N (nitrógeno). En consecuencia, a pesar de que la microestructura del acero es una estructura definida en la presente invención y su reducción del área de rotura por fluencia satisfizo el valor objetivo de la presente invención, el contenido de N es tan pequeño que el tiempo de rotura por fluencia no alcanza el valor objetivo de la presente invención. Se indica que en dichos aceros número 29 y número 31 a 36, ninguno o ni los números de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM ni las proporciones de grano mixto se encuentran fuera del intervalo definido en la presente invención, y ninguno o ni el tiempo de rotura por fluencia ni la reducción del área de rotura por fluencia satisfacen los valores objetivo de la presente invención. Esto se debe a que la composición química de cualquiera de los aceros se encuentra fuera del intervalo definido en la presente invención, y particularmente ninguno de Ti y O (oxígeno) se encuentra fuera del intervalo definido en la presente invención incluyendo los aceros número 29 y número 31 a 35.

Aplicabilidad industrial

Según la presente invención, puede proporcionarse definitivamente un acero inoxidable austenítico excelente adicionalmente en términos de tiempo de rotura por fluencia y reducción del área de rotura por fluencia a 700°C o superior en comparación con los aceros convencionales de tipo 18-8 o 25 Cr. Por tanto, puede obtenerse un efecto extremadamente amplio sobre el fomento de los últimos años del vapor de alta temperatura y alta presión en una caldera de generación de potencia eléctrica.

Un acero inoxidable austenítico que comprende, en base al porcentaje en masa, C: 0,03-0,12%, Si: 0,2-2%, Mn: 0,1-3%, P: 0,03% o inferior, S: 0,01% o inferior, Ni: superior al 18% e inferior al 25%, Cr: superior al 22% e inferior al 30%, Co: 0,04-0,8%, Ti: 0,002% o superior e inferior al 0,01%, Nb: 0,1-1%, V: 0,01-1%, B: superior al 0,0005% y 0,2% o inferior, diluido.

Al: 0,0005% o superior e inferior al 0,03%, N: 0,1-0,35% y O (oxígeno): 0,001-0,008%, siendo el resto Fe e impurezas, puede utilizarse como materiales tales como tubos de acero usados como un tubo supercalentador, un tubo recalentador para una caldera y un tubo de horno para la industria química, y una placa de acero, una barra de acero y un forjado de acero y similares, que se utilizan como un elemento resistente al calor, hermético a la presión, por lo que pueden obtenerse efectos extremadamente amplios sobre el fomento de aumentar el vapor de alta temperatura y alta presión en una caldera para una generación de potencia eléctrica. Además, el acero inoxidable austenítico puede contener una cantidad específica de uno o más elemento(s) de Mo y W, y/o una cantidad específica de uno o más elemento(s) de Mg, Zr, Ca, REM, Pd y Hf.

ES 2 273 102 T3

REIVINDICACIONES

5 1. Acero inoxidable austenítico que comprende, en base al porcentaje en masa C: 0,03-0,12%, Si: 0,2-2%, Mn: 0,1-3%, P: 0,03% o inferior, S: 0,01% o inferior, Ni: superior al 18% e inferior al 25%, Cr: superior al 22% e inferior al 30%, Co: 0,04-0,8%, Ti: 0,002% o superior e inferior al 0,01%, Nb: 0,1-1%, V: 0,01-1%, B: superior al 0,0005% y 0,2% o inferior, diluido.

10 Al: 0,0005% o superior e inferior al 0,03%, N: 0,1-0,35% y O (oxígeno): 0,001-0,008%, opcionalmente uno o más elemento(s) seleccionados de un grupo de Mo y W del 0,1-5% en contenido único o total, opcionalmente además uno o más elemento(s) seleccionados de un grupo de Mg del 0,0005-0,01%, Zr del 0,0005-0,2%, Ca del 0,0005-0,05%, REM del 0,0005-0,2%, Pd del 0,0005-0,2%, y Hf del 0,0005-0,2%, siendo el resto Fe e impurezas.

15 2. Acero inoxidable austenítico según la reivindicación 1 que además comprende, en base al porcentaje en masa, uno o más elemento(s) seleccionados de un grupo de Mo y W del 0,1-5% en contenido único o total, siendo el resto Fe e impurezas.

20 3. Acero inoxidable austenítico según la reivindicación 1 que además comprende, en base al porcentaje en masa, uno o más elemento(s) seleccionados de un grupo de Mg del 0,0005-0,01%, Zr del 0,0005-0,2%, Ca del 0,0005-0,05%, REM del 0,0005-0,2%, Pd del 0,0005-0,2%, y Hf del 0,0005-0,2%, siendo el resto Fe e impurezas.

25 4. Acero inoxidable austenítico según la reivindicación 1 que además comprende, en base al porcentaje en masa, uno o más elemento(s) seleccionados de un grupo de Mo y W del 0,1-5% en contenido único o total y uno o más elemento(s) seleccionados de un grupo de Mg del 0,0005-0,01%, Zr del 0,0005-0,2%, Ca del 0,0005-0,05%, REM del 0,0005-0,2%, Pd del 0,0005-0,2%, y Hf del 0,0005-0,2%, siendo el resto Fe e impurezas.

30 5. Acero inoxidable austenítico excelente en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en el que la microestructura del dicho acero es una estructura de grano uniforme que tiene el número de tamaño de grano austenítico según la norma ASTM de 0 o superior e inferior a 7 y la proporción de grano mixto del 10% o inferior.

35 6. Método para producir un acero inoxidable austenítico excelente en términos de resistencia a las altas temperaturas y ductilidad a la rotura por fluencia según la reivindicación 5 que comprende las etapas de, antes del trabajo final en caliente o frío de un acero que tiene composiciones químicas según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, calentar dicho acero hasta 1200°C o más al menos una vez, y someter el acero a un tratamiento térmico final a 1200°C o más y a una temperatura, que es 10°C o más superior que la temperatura terminal de trabajo final cuando el trabajo final es un trabajo en caliente, o someter el acero a un tratamiento térmico final a 1200°C o más y a una temperatura, que es 10°C o más superior que la temperatura de calentamiento final en dicho al menos un calentamiento cuando el trabajo final es un trabajo en frío.