

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 773 868**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/48	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/50	(2006.01)
C22C 38/60	(2006.01)	C22C 38/52	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)		
C22C 38/10	(2006.01)		
C22C 38/42	(2006.01)		
C22C 38/44	(2006.01)		
C22C 38/46	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **14.03.2016 PCT/JP2016/057967**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **29.09.2016 WO16152622**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **14.03.2016 E 16768525 (4)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **15.01.2020 EP 3276028**

54 Título: **Chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de la cara final cizallada**

30 Prioridad:
26.03.2015 JP 2015065028

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
15.07.2020

73 Titular/es:
NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORPORATION (100.0%)
8-2, Marunouchi 1-chome, Chiyoda-ku
Tokyo100-0005, JP

72 Inventor/es:
ISHIMARU EIICHIRO y
KAWA MASATOMO

74 Agente/Representante:
ELZABURU, S.L.P

ES 2 773 868 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

Chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de la cara final cizallada

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico (doble fase, dúplex) con excelente resistencia a la corrosión de la cara final cizallada (excelente resistencia a la corrosión de una cara final cizallada (línea cizallada)). Particularmente, la presente invención se refiere a una chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico (ferrita-austenita) que es adecuada para su uso en un medio ambiente atmosférico en un estado justo tal como un estado cizallado donde la chapa de acero está justo como se cizalla y una línea cizallada que no se somete a un tratamiento de resistencia a la corrosión.

10 La presente solicitud reivindica prioridad sobre la solicitud de patente japonesa nº 2015-065028 presentada el 26 de marzo de 2015, cuyo contenido se incorpora en la presente memoria como referencia.

Técnica anterior

15 El acero inoxidable ferrítico-austenítico (doble fase, dúplex) se utiliza en una amplia gama de aplicaciones debido a su excelente fuerza y resistencia a la corrosión. Los ejemplos de las aplicaciones incluyen varios usos, tales como un marco de células solares que no es necesario procesar, y un componente de soporte para una tubería exterior que es difícil de procesar.

20 En el proceso de fabricación de la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico, el corte, la conformación, y el punzonado de la chapa de acero mediante cizallamiento se realizan con frecuencia en muchos casos debido a la conveniencia del cizallamiento. Además, típicamente, la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico se utiliza en un estado tal como un estado cizallado donde la chapa de acero está tal cual como se cizalla y una línea cizallada que no se somete a un tratamiento de resistencia a la corrosión.

25 Si se utiliza un acero inoxidable ferrítico-austenítico en un estado en el que el acero inoxidable ferrítico-austenítico se cizalla y la cara final no se somete a un tratamiento de resistencia a la corrosión, la corrosión de la cara final (corrosión de la cara final y óxido de la cara final) es más severa que la corrosión de una superficie lisa. La corrosión de la cara final se convierte en una causa de oxidación fluida y otra oxidación originada en hierro, y como resultado, la corrosión de la cara final se convierte en una causa de deterioro de la resistencia a la corrosión de toda la chapa de acero. El problema relacionado con el óxido de la cara final no se considera un asunto importante en un acero inoxidable ferrítico-austenítico porque la resistencia a la corrosión se mantiene en cierto grado debido a la pasivación, incluso en la cara final del acero inoxidable ferrítico-austenítico que es diferente a una chapa de acero revestida en la que se expone un material base.

30

35 Sin embargo, los entornos de uso del acero inoxidable ferrítico-austenítico se expanden a medida que se expande el mercado del acero inoxidable ferrítico-austenítico, y la diferencia en la resistencia a la corrosión entre la superficie lisa y la cara final se convierte en un problema. En la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico, las fases de ferrita y las fases de austenita existen a temperatura ambiente, y las fases de ferrita que existen en la línea cizallada se convierten en una causa de oxidación.

Se sabe que el óxido en la cara final del acero inoxidable ferrítico se produce debido a la corrosión por micro grietas debido a la irregularidad. La corrosión por grietas ha sido examinada en la técnica relacionada, y recientemente, el Documento de patente 1, el Documento de patente 2, y similares describen chapas de acero inoxidable ferrítico con excelente resistencia a la corrosión por grietas.

40 Estas chapas de acero inoxidable ferrítico tienen un efecto sobre la corrosión local, tal como la corrosión por grietas. Sin embargo, no se puede decir que el efecto sea suficiente para reducir la oxidación (aparición de óxido) sobre la línea cizallada, y en algunos casos se produjo corrosión en la cara final.

45 En vista de estas circunstancias, el Documento de patente 3 que se centra en las morfologías de rebabas sobre la cara final revela una chapa de acero inoxidable ferrítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada. Además, el Documento de patente 4 describe un método de procesamiento para obtener una forma favorable de una línea cizallada. El documento JP2011168838 describe un material de acero inoxidable dúplex utilizado para recipientes de vacío para la fabricación de elementos semiconductores, paneles de cristal líquido y células solares de película delgada que tienen una composición (en % de masa) de carbono (0,06 o inferior), silicio (0,05-1,5), manganeso (0,5-10), fósforo (0,05 o inferior), azufre (0,01 o inferior), níquel (0,1-5), cromo (18-25), nitrógeno (0,05-0,3), aluminio (0,001-0,05) y resto de hierro e impurezas inevitables. El contenido de hidrógeno en el material de acero inoxidable dúplex es de 3 ppm o inferior. El material de acero inoxidable dúplex tiene un límite elástico de 400-700 MPa.

50

55 El documento de patente EP2770076 describe un material de acero inoxidable dúplex que se puede utilizar en una unidad de desalinización de agua de mar, depósitos para un barco de transporte, varios tipos de contenedores o similares que tengan una composición (en % en masa) C: del 0,03 % o inferior, Si: del 0,05 % al 1,0 %, Mn: del 0,1 % al 7,0 %, P: del 0,05 % o inferior, S: del 0,0001 % al 0,0010 %, Ni: del 0,5 % al 5,0 %, Cr: del 18,0 % al 25,0 %, N: del

0,10 % al 0,30 % , A1: del 0,05 % o inferior, Ca: del 0,0010 % al 0,0040 % , y Sn: del 0,01 % al 0,2 % , siendo el resto Fe e impurezas inevitables, en donde una relación Ca/O de las cantidades de Ca y O está en un intervalo del 0,3 al 1,0.

5 Sin embargo, el acero inoxidable ferrítico-austenítico tiene características de alta resistencia en comparación con el acero inoxidable ferrítico. Por lo tanto, las propiedades de una superficie cizallada del acero inoxidable ferrítico-austenítico son muy diferentes de las propiedades de una superficie cizallada del acero inoxidable ferrítico. Además de una forma del plano de cizalladura, es probable que se forme una grieta diminuta debido a una resistencia diferente entre la fase de austenita y la fase de ferrita, y esta forma de grieta diminuta tiene un efecto sobre la resistencia a la corrosión. Por lo tanto, los métodos de la técnica relacionada descritos en los documentos de patente descritos anteriormente no son suficientes para mejorar la resistencia a la corrosión de una línea cizallada del acero inoxidable ferrítico-austenítico, por lo que todavía existe un problema relacionado con la aparición de óxido sobre la línea cizallada.

Documentos de la técnica anterior

Documentos de patente

- Documento de patente 1: Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº 2005-89828
- 15 Documento de patente 2: Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº 2006-257544
- Documento de patente 3: Patente Japonesa nº 5375069
- Documento de patente 4: Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº 2010-137344

Descripción de la invención

Problemas a resolver por la invención

20 La presente invención se ha realizado en consideración del problema descrito anteriormente, y un objeto del mismo es proporcionar una chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico en la que se mejora la resistencia a la corrosión de una línea cizallada con respecto a la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico que se utiliza en el medio ambiente atmosférico en un estado en el que no se ha sometido a un tratamiento de resistencia a la corrosión.

Medios para resolver el problema

25 Los autores de la presente invención han realizado varios exámenes para lograr una mejora de la resistencia a la corrosión de una línea cizallada de la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico. En particular, los autores de la presente invención han realizado una observación exhaustiva con respecto al estado de corrosión de la línea cizallada. Como resultado, han descubierto que el origen de la corrosión se produce sobre una superficie de fractura, y una reducción de la superficie de fractura y una reducción de la rugosidad superficial de la fractura dan lugar a la prevención de la corrosión.

En la presente memoria, la superficie de fractura es uno de los estados superficiales denominados "entalladura", "superficie cizallada (plano de cizalladura)", "superficie de fractura", y "rebaba" que se confirman al observar una superficie procesada después de cizallar la chapa de acero.

35 Por consiguiente, los autores de la presente invención han realizado un examen adicional sobre la mejora de la resistencia a la corrosión. Como resultado, obtuvieron el siguiente hallazgo. Es decir, cuando se controlan los tamaños de grano de cristal de las fases de ferrita y de austenita en los intervalos apropiados y cuando se generan sulfuros para que estén adecuadamente en un acero, es eficaz para mejorar la superficie de fractura. Además, los autores de la presente invención también obtuvieron el siguiente hallazgo. Cuando se añaden pequeñas cantidades de Co y V como un componente que mejora la resistencia a la corrosión, se mejora la resistencia a la corrosión de la fase de austenita y la fase de ferrita. Como resultado, se mejora la resistencia a la corrosión de una parte compartida.

40 Un aspecto de la invención se realiza sobre la base de los hallazgos descritos anteriormente, y sus características son las siguientes.

(1) De acuerdo con el aspecto de la invención, se proporciona una chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada. La chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico tiene una composición química que contiene, en términos de % en masa: C: del 0,002 % al 0,03 % de Si: del 0,1 % al 1,0 %; Mn: del 0,5 % al 5,0 %; P: del 0,04 % o inferior; Al: del 0,015 % al 0,10 %; Cr: del 19,0 % al 24,0 %; Ni: del 0,60 % al 2,30 %; Cu: del 0,5 % al 1,5 %; Co: del 0,05 % al 0,25 %; V: del 0,01 % al 0,15 %; Ca: del 0,0003 % al 0,002 %; N: del 0,06 % al 0,20 %; y S: del 0,0002 % al 0,0040 %, opcionalmente uno o más seleccionados de los siguientes grupos: primer grupo: uno o más seleccionados de, en términos de % en masa, Nb: del 0,005 al 0,2 %, Ti: del 0,005 al 0,2 %, W: del 0,005 al 0,2 %, Mo: del 0,01 al 1,0 %, segundo grupo: uno o más seleccionados de, en términos de % en masa, Sn: del 0,005 al 0,2 %, Sb: del 0,005 al 0,2 %, Ga: del 0,001 al 0,05 %, Zr: del 0,005 al 0,5 %, Ta: del 0,005 al 0,1 % y B: del 0,0002 al 0,0050 %;

siendo el resto Fe e impurezas inevitables. Un valor de $Co + 0,25V$ es de 0,10 o superior e inferior a 0,25, una estructura metálica consiste en fases de ferrita y fases de austenita, un tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita está en un intervalo de 5 a 20 μm , un tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita está en un intervalo de 2 a 10 μm , y están presentes sulfuros que tienen ejes principales de 1 a 5 μm en una cantidad de 5 a 20 piezas por 5 mm^2 .

(2) La chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada de acuerdo con el apartado (1) puede contener además uno o más seleccionados de los siguientes grupos.

Primer grupo: uno o más seleccionados de, en términos de % en masa, Nb: del 0,005 % al 0,2 %, Ti: del 0,005 % al 0,2 %, W: del 0,005 % al 0,2 %, y Mo: del 0,01 % al 1,0 %.

Segundo grupo: uno o más seleccionados de, en términos de % en masa, Sn: del 0,005 % al 0,2 %, Sb: del 0,005 % al 0,2 %, Ga: del 0,001 % al 0,05 %, Zr: del 0,005 % al 0,5 %, Ta: del 0,005 % al 0,1 %, y B: del 0,0002 % al 0,0050 %.

(3) En la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada de acuerdo con los apartados (1) o (2), un valor de $Co + 0,25V$ puede ser de 0,12 o superior e inferior a 0,25.

(4) En la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada de acuerdo con uno cualquiera de los apartados (1) a (3), la cantidad de cada uno de uno o más que se selecciona de Co, V, S, N, Cr, y Ni pueden satisfacer el siguiente intervalo en términos de % en masa.

Co: del 0,05 % al 0,12 %, V: del 0,08 % al 0,12 %, S: del 0,0003 % al 0,0010 %, N: del 0,08 % al 0,17 %, Cr: del 20,0 % al 23,0 %, y Ni: del 1,0 % al 1,5 %.

(5) En la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada de acuerdo con uno cualquiera de los apartados (1) a (3), la cantidad de V puede satisfacer el siguiente intervalo en términos de % en masa,

V: del 0,01 % o superior e inferior al 0,05 %.

(6) En la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada de acuerdo con (5), la cantidad de cada uno de uno o más seleccionados de Co, S, N, Cr, y Ni puede satisfacer el siguiente intervalo en términos de % en masa,

Co: del 0,05 % al 0,12 %, S: del 0,0003 % al 0,0010 %, N: del 0,08 % al 0,17 %, Cr: del 20,0 % al 23,0 %, y Ni: del 1,0 % al 1,5 %.

Efectos de la invención

De acuerdo con el aspecto de la invención, en una chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico que se utiliza principalmente en un medio ambiente atmosférico en un estado en el que una línea cizallada no está sometida a un tratamiento de resistencia a la corrosión, es posible obtener una mejora de la resistencia a la corrosión de la línea cizallada. Por lo tanto, es posible mejorar la resistencia a la corrosión de toda la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico. Como resultado, es posible evitar la pérdida del aspecto exterior estético, una disminución de la vida útil, y similares debido a la corrosión de la chapa de acero.

Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 es un gráfico que muestra una relación entre el tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita y el tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita que tienen un efecto sobre la resistencia a la corrosión después del cizallamiento.

La Figura 2 es un gráfico que muestra una relación entre el tamaño y el número de sulfuros que tienen un efecto sobre la resistencia a la corrosión después del cizallamiento.

Realizaciones para llevar a cabo la invención

En lo sucesivo, se explicará una realización de una chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico (en lo sucesivo, también puede denominarse, en pocas palabras, "chapa de acero") de la presente invención.

En primer lugar, se explicará el motivo por el cual se limita una composición componente de la chapa de acero de acuerdo con la presente realización. "%" en componentes de acero representa "% en masa", a menos que se indique lo contrario.

C: del 0,002 % al 0,03 %

El C es un elemento que inevitablemente se mezcla en acero. En el caso de que la cantidad de C sea superior al 0,03 %, el $Cr_{23}C_6$ se precipita en una fase de austenita y una fase de ferrita, y se sensibiliza un límite de grano de cristal. En consecuencia, se deteriora la resistencia a la corrosión. Como resultado, la cantidad de C es preferiblemente lo

más pequeña posible, y puede permitirse hasta un 0,03 %. Desde el punto de vista de productividad y coste, la cantidad de C es del 0,002 % o superior, preferiblemente del 0,008 % o superior. El límite superior de la cantidad de C es preferiblemente del 0,025 % o inferior.

Si: del 0,1 % al 1,0 %

- 5 El Si es un elemento que es útil como agente desoxidante. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Si (tasa de contenido) sea inferior al 0,1 %, no se obtiene un efecto desoxidante suficiente y se dispersa una gran cantidad de óxidos en el acero. En consecuencia, aumenta la cantidad de orígenes de fractura durante el trabajo en prensa. Por otro lado, en el caso en que se añade Si en una cantidad de más del 1,0 %, se endurece una fase de ferrita y se deteriora la trabajabilidad. En consecuencia, la cantidad de Si se ajusta en el un intervalo del 0,1 % al 1,0 %. La cantidad de Si es preferiblemente del 0,3 % o superior, y se ajusta preferiblemente en el 0,7 % o inferior para evitar aún más el deterioro de la trabajabilidad.

Mn: del 0,5 % a 5,0 %

- 15 El Mn tiene un efecto desoxidante. Además, en la presente realización, los autores de la presente invención han descubierto que cuando se controla el estado de dispersión de MnS, se produce el efecto de evitar un aumento de la rugosidad superficial en una parte de superficie de fractura en una línea cizallada. Aunque no está claro, este mecanismo se supone que funciona de la siguiente manera.

- 20 Específicamente, cuando hay partículas de MnS que son relativamente finas hasta cierto punto que no tienen un efecto sobre la resistencia a la corrosión, se facilita la propagación de grietas en una superficie de fractura; y como resultado, es probable que se produzca una forma lineal de superficie de fractura. Sin embargo, en la chapa de acero de la presente realización en la que la cantidad de S es pequeña, el efecto no se obtiene en el caso de que la cantidad de Mn sea inferior al 0,5 %. Por otro lado, en el caso de que la cantidad de Mn sea superior al 5,0 %, se comienza a generar un óxido de Mn en una película de pasivación y, por el contrario, se produce un deterioro de la resistencia a la corrosión. En consecuencia, la cantidad de Mn está limitada a un intervalo del 0,5 % al 5,0 %. La cantidad de Mn se ajusta preferiblemente en 1,0 % o superior desde el punto de vista de evitar una disminución de la rugosidad superficial.
- 25 Es preferible que la cantidad de Mn se ajuste en el 4,0 % o inferior para evitar aún más la generación de óxido de Mn en la película de pasivación.

P: del 0,04 % o inferior

- 30 El P es un elemento que deteriora la resistencia a la corrosión. Además, el P se separa en un límite de grano de cristal; y, en consecuencia, el P deteriora la trabajabilidad en caliente. Por lo tanto, en el caso en que se añade P en una cantidad excesiva, se hace difícil fabricar el acero de la presente realización. Por consiguiente, la cantidad de P es preferiblemente tan pequeña como sea posible. Sin embargo, puede permitirse una cantidad de P del 0,04 % o inferior. Como resultado, la cantidad de P está limitada al 0,04 % o inferior. La cantidad de P es preferiblemente del 0,03 % o inferior.

Al: del 0,015 % al 0,10 %

- 35 El Al es un componente eficaz para la desoxidación, y es necesario que Al esté presente en una cantidad del 0,015 % o superior. Por otro lado, en el caso de que la cantidad de Al sea superior al 0,10 %, aumenta un defecto superficial debido a inclusiones no metálicas basadas en Al y las inclusiones no metálicas basadas en Al pasan a ser en el origen de la fractura. En consecuencia, la cantidad de Al se ajusta al intervalo del 0,015 % al 0,10 %. La cantidad de Al se ajusta preferiblemente en el 0,02 % o superior desde el punto de vista de obtener de manera suficiente el efecto desoxidante. Es preferible que la cantidad de Al se ajuste en el 0,05 % o inferior para evitar aún más la generación de inclusiones no metálicas basadas en Al.
- 40

Cr: del 19,0 % al 24,0 %

- 45 El Cr es un elemento importante que determina la resistencia a la corrosión del acero inoxidable. En la presente realización, aproximadamente el 50 % de las fases de ferrita y aproximadamente el 50 % de las fases de austenita se mezclan en una estructura. En el caso de que la estructura se separe en dos fases, el Cr se concentra en la fase de ferrita. Por otro lado, en la fase de austenita, la cantidad de Cr disminuye, pero se concentra N, que es un elemento generador de austenita. El 19,0 % o más de Cr está presente para asegurar la resistencia a la corrosión de la fase de austenita. La cantidad de Cr es preferiblemente del 20,0 % o superior.

- 50 Por otro lado, en el caso de que la cantidad de Cr sea superior al 24,0 %, es probable que se genere una fase σ en la fase de ferrita, y la generación de la fase σ da lugar al endurecimiento del acero y al deterioro de la resistencia a la corrosión. En consecuencia, la cantidad de Cr se ajusta al 24,0 % o inferior. La cantidad de Cr es preferiblemente del 23,0 % o inferior.

Cu: del 0,5 % al 1,5 %

El Cu tiene el efecto de formar una película sobre una superficie de acero inoxidable después de que se produzca la

corrosión, y de reducir la disolución de un material base debido a una reacción anódica. En consecuencia, el Cu es un elemento que también es útil para mejorar la resistencia a la oxidación y mejorar la resistencia a la corrosión en grietas.

5 En el caso de que la cantidad de Cu sea inferior al 0,5 %, es difícil esperar los efectos descritos anteriormente. Por otro lado, en el caso de que la cantidad de Cu sea superior al 1,5 %, se potencia la fragilidad a alta temperatura y se deteriora la trabajabilidad en caliente. En consecuencia, la cantidad de Cu está limitada a un intervalo del 0,5 % al 1,5 %. La cantidad de Cu se ajusta preferiblemente en el 0,7 % o superior desde el punto de vista de mejorar la resistencia a la oxidación y la resistencia a la corrosión en grietas. La cantidad de Cu se ajusta preferiblemente en el 1,2 % o inferior para evitar aún más el deterioro de la trabajabilidad en caliente.

Ni: del 0,60 % al 2,30 %

10 El Ni es un elemento que evita una reacción anódica debido a un ácido, y tiene la capacidad de mantener la pasivación a un pH relativamente bajo. Es decir, el Ni es altamente eficaz en la resistencia a la corrosión en grietas, y evita en gran medida el progreso de la corrosión en un estado activamente disuelto. En el caso de que la cantidad de Ni sea inferior al 0,60 %, no se obtiene el efecto de mejorar la resistencia a la corrosión en grietas y, además, disminuye la relación de las fases de austenita. En consecuencia, la trabajabilidad se deteriora enormemente. Por otro lado, en el caso de que la cantidad de Ni sea superior al 2,30 %, aumenta la relación de las fases de austenita y se deteriora la trabajabilidad en caliente. En consecuencia, la cantidad de Ni se limita a un intervalo del 0,60 % al 2,30 %. El límite inferior de la cantidad de Ni es preferiblemente del 1,0 % o superior, y más preferiblemente del 1,5 % o superior. El límite superior de la cantidad de Ni es preferiblemente del 1,5 % o inferior.

N: del 0,06 % al 0,20 %

20 El N es un elemento importante que estabiliza la fase de austenita y mejora la resistencia a la corrosión. En el caso de que la cantidad de N sea inferior al 0,06 %, la relación de las fases de austenita es pequeña. En consecuencia, se deteriora la trabajabilidad y también se deteriora la resistencia a la corrosión de la fase de austenita. Por otro lado, en el caso de que la cantidad de N sea superior al 0,20 %, se genera una gran cantidad de las fases de austenita, y la trabajabilidad en caliente se deteriora enormemente. En consecuencia, la cantidad de N se ajusta en un intervalo del 0,06 % al 0,20 %. La cantidad de N se ajusta preferiblemente en el 0,08 % o superior, desde el punto de vista de la estabilización de la fase de austenita. La cantidad de N se ajusta preferiblemente en el 0,17 % o inferior para evitar aún más el deterioro de la trabajabilidad en caliente.

Co: del 0,05 % al 0,25 %

30 El Co es un elemento que presenta el mismo comportamiento que el Ni, y estabiliza la fase de austenita. Incluso en el caso en que se añade una pequeña cantidad de Co junto con Ni, se presenta el efecto. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Co sea inferior al 0,05 %, el efecto no se reconoce. Además, el Co estabiliza la precipitación de las fases de austenita en una región de alta temperatura. En consecuencia, se potencia la concentración de N en la fase de austenita, y la cantidad de N en la fase de ferrita disminuye considerablemente. Por lo tanto, el Co opera para evitar la precipitación de carbonitruros de Cr (particularmente, nitruros de Cr). La causa principal del deterioro de la resistencia a la corrosión en la chapa de acero de la presente realización es una disminución en la concentración de Cr en las proximidades de los carbonitruros de Cr de acuerdo con la precipitación de los carbonitruros de Cr. Por consiguiente, particularmente, el Co opera para evitar la precipitación de los carbonitruros de Cr; y de este modo, el Co evita el deterioro de la resistencia a la corrosión en un límite de grano de ferrita o una interfaz entre la fase de ferrita y la fase de austenita. Por otro lado, se añade una cantidad excesiva de Co, aumenta la relación de las fases de austenita, y se deteriora la trabajabilidad en caliente. Además, dado que el Co es un elemento raro y costoso, el coste aumenta excesivamente cuando se añade una gran cantidad de Co. En consecuencia, el límite superior de la cantidad de Co se ajusta en el 0,25 % o inferior. La cantidad de Co se ajusta preferiblemente en el 0,08 % o superior desde el punto de vista de estabilizar la fase de austenita. El límite superior de la cantidad de Co es preferiblemente del 0,20 % o inferior y más preferiblemente del 0,12 % o inferior, para evitar aún más el deterioro de la trabajabilidad en caliente.

V: del 0,01 % al 0,15 %

50 El V es un fuerte elemento generador de carbonitruro. Cuando el V está presente en la fase de ferrita, los carbonitruros se generan fácilmente en una región de alta temperatura. La causa principal del deterioro de la resistencia a la corrosión en la chapa de acero de la presente realización, es una disminución en la concentración de Cr en las proximidades de los carbonitruros de Cr, de acuerdo con la precipitación de los carbonitruros de Cr. En consecuencia, cuando los carbonitruros de V se precipitan en una región de alta temperatura, es posible evitar la precipitación de los carbonitruros de Cr en una región de baja temperatura. Este efecto se reconoce cuando se añade el 0,01 % más de V. En consecuencia, el límite inferior de la cantidad de V se ajusta en el 0,01 % o superior. Por otro lado, en el caso de que se añada una cantidad excesiva de V, se produce el endurecimiento. En consecuencia, el límite superior de la cantidad de V se ajusta en el 0,15 % o inferior. Desde el punto de vista de potenciar la generación de carbonitruros basados en V y evitar la precipitación de carbonitruros de Cr, la cantidad de V se ajusta preferiblemente en el 0,05 % o superior, y más preferiblemente en el 0,08 % o superior. La cantidad de V se ajusta preferiblemente en el 0,12 % o inferior para evitar aún más el endurecimiento. En el caso en que se presenta el efecto descrito anteriormente al añadir

una pequeña cantidad de V, la cantidad de V se ajusta preferiblemente en menos del 0,05 %.

Ca: del 0,0003 % al 0,002 %

5 El Ca es un componente eficaz para la desoxidación. Además, el Ca es un elemento que genera sulfuros. El Ca es un elemento eficaz para estabilizar los sulfuros que contribuyen a las propiedades satisfactorias de una superficie de fractura cizallada. Para obtener estos efectos, la cantidad de Ca se ajusta en el 0,0003 % o superior. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Ca sea superior al 0,002 %, se genera CaS grueso y el CaS grueso se convierte en el origen de la oxidación. En consecuencia, la cantidad de Ca se ajusta en el intervalo del 0,0003 % al 0,002 %.

S: del 0,0002 % al 0,0040 %

10 El S es un elemento importante en la presente realización. El S forma sulfuros con Mn, Ca y similares en el acero inoxidable. En la técnica relacionada, se reconoció que era preferible reducir la cantidad de S porque estos sulfuros se convirtieron en la causa principal del deterioro de la resistencia a la corrosión. Sin embargo, de acuerdo con la investigación realizada por los autores de la presente invención, incluso en el caso en que MnS o CaS se reconocieron como sulfuros desfavorables, se descubrió que cuando el tamaño de grano y el estado de dispersión de los sulfuros se controlan adecuadamente, es posible mantener de manera estable las propiedades superficiales de una línea cizallada en buen estado, y no se deteriora la resistencia a la corrosión.

15 Con el fin de establecer que la cantidad de S sea inferior al 0,0002 %, es necesario seleccionar cuidadosamente una materia prima, y aumenta la carga en el procedimiento de desulfuración. En consecuencia, el límite inferior de la cantidad de S se ajusta en el 0,0002 % o superior. Por otro lado, en el caso de que la cantidad de S sea superior al 0,0040 %, se confirma el engrosamiento de los sulfuros y los sulfuros gruesos se convierten en una causa de oxidación. En consecuencia, la cantidad de S está limitada a un intervalo del 0,0002 % al 0,0040 %. El límite inferior de la cantidad de S es más preferiblemente del 0,0003 % o superior, y el límite superior de la cantidad de S es más preferiblemente del 0,0010 % o inferior. Por consiguiente, un intervalo superior preferible de la cantidad de S es del 0,0003 % al 0,0010 %.

Valor de $Co + 0,25V$: del 0,10 o superior e inferior al 0,25

25 La causa principal del deterioro de la resistencia a la corrosión en la chapa de acero de la presente realización es una disminución en la concentración de Cr en las proximidades de los carbonitruros de Cr de acuerdo con la precipitación de los carbonitruros de Cr. En la presente realización, con el fin de evitar la generación de carbonitruros de Cr, particularmente nitruros de Cr, es importante precipitar una cantidad suficiente de fases de austenita hasta que la temperatura alcance el límite superior de la temperatura de precipitación de los nitruros de Cr para reducir la cantidad de N en la fase de ferrita. Para esto, es eficaz provocar la precipitación de las fases de austenita mediante la adición de Co, y fijar el N que queda en la fase de ferrita mediante V. En el caso en que un valor de $Co + 0,25V$ es menor que 0,10, no hay efecto de reducir la cantidad de N en la fase de ferrita. En consecuencia, los nitruros de Cr se generan en un límite de grano de ferrita/ferrita (límite de grano entre ferritas), y se deteriora la resistencia a la corrosión. En consecuencia, el límite inferior del valor de $Co + 0,25V$ se ajusta en el 0,10 o superior. En el caso de que el valor de $Co + 0,25V$ se ajuste en el 0,12 o superior, definitivamente disminuye la cantidad generada de Cr. En consecuencia, el límite inferior del valor de $Co + 0,25V$ es preferiblemente del 0,12 o superior. Por otro lado, en el caso en que el valor de $Co + 0,25V$ sea demasiado grande, una relación de las fases de austenita aumenta excesivamente, y existe la preocupación de que se pueda producir un deterioro de la trabajabilidad en caliente. En consecuencia, el límite superior del valor de $Co + 0,25V$ se ajusta en el menos del 0,25,

En la expresión de $Co + 0,25 V$, Co y V representan las cantidades (% en masa) de Co y V, respectivamente.

40 Anteriormente, se han descrito los componentes básicos de la chapa de acero de la presente realización. Sin embargo, en la presente realización, además de los componentes, los siguientes elementos pueden estar presentes adecuadamente para mejorar la resistencia a la corrosión.

Nb: del 0,005 % al 0,2 %

45 El Nb es un elemento que fija el C y el N, el Nb evita la sensibilización debido a los carbonitruros de Cr, y el Nb mejora la resistencia a la corrosión. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Nb sea inferior al 0,005 %, los efectos son reducidos. Por otro lado, en el caso de que la cantidad de Nb sea superior al 0,2 %, la fase de ferrita se endurece debido al endurecimiento de la disolución sólida, y se deteriora la trabajabilidad. Por consiguiente, la cantidad de Nb se ajusta preferiblemente en un intervalo del 0,005 % al 0,2 %.

Ti: del 0,005 % al 0,2 %

50 El Ti es un elemento que fija el C y el N, el Ti evita la sensibilización debido a los carbonitruros de Cr, y el Ti mejora la resistencia a la corrosión. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Ti sea inferior al 0,005 %, los efectos son reducidos. Por otro lado, en el caso de que la cantidad de Ti sea superior al 0,2 %, se produce el endurecimiento de la fase de ferrita y disminuye la tenacidad. Además, se produce una disminución de la rugosidad superficial debido a los precipitados basados en Ti. Por consiguiente, la cantidad de Ti se ajusta preferiblemente en un intervalo del 0,005 % al 0,2 %.

ES 2 773 868 T3

W: del 0,005 % al 0,2 %

5 Como es el caso del Ti, el W tiene el efecto de fijar el C y el N, y el W evita la sensibilización debido a los carbonitruros de Cr. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de W sea inferior al 0,005 %, no se reconoce el efecto. Por otro lado, en el caso de que la cantidad de W sea superior al 0,2 %, se produce el endurecimiento y se deteriora la trabajabilidad. Por consiguiente, la cantidad de W se ajusta preferiblemente en un intervalo del 0,005 % al 0,2 %.

Mo: del 0,01 % al 1,0 %

10 El Mo es un elemento que mejora la resistencia a la corrosión. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Mo sea inferior al 0,01 %, el efecto es reducido. Por otro lado, en el caso de que la cantidad de Mo sea superior al 1,0 %, se produce el endurecimiento y se deteriora la trabajabilidad. Por consiguiente, la cantidad de Mo se ajusta preferiblemente en el 0,01 % al 1,0 %.

En la presente realización, los siguientes elementos pueden estar presentes adicionalmente de manera apropiada.

Sn, Sb: del 0,005 % al 0,2 %

15 El Sn y el Sb son elementos que mejoran la resistencia a la corrosión, y también son elementos de reforzamiento de la disolución sólida de la fase de ferrita. En consecuencia, el límite superior de la cantidad de cada uno de Sn y Sb se ajusta en el 0,2 %. En el caso de que la cantidad de cada uno de Sn y Sb sea del 0,005 % o superior, se presenta el efecto de mejorar la resistencia a la corrosión. En consecuencia, la cantidad de cada uno de Sn y Sb se ajusta en el intervalo del 0,005 % al 0,2 %. El límite inferior de la cantidad de cada uno de Sn y Sb es preferiblemente del 0,03 % o superior. El límite superior de la cantidad de cada uno de Sn y Sb es preferiblemente del 0,1 % o inferior.

Ga: del 0,001 % al 0,05 %

20 El Ga es un elemento que contribuye a mejorar la resistencia a la corrosión. En el caso de que la cantidad de Ga sea del 0,001 % o superior, se presenta el efecto. En el caso de que la cantidad de Ga sea superior al 0,05 %, el efecto está saturado. En consecuencia, el Ga puede estar presente en una cantidad del 0,001 % al 0,05 %.

Zr: del 0,005 % al 0,5 %

25 El Zr es un elemento que contribuye a mejorar la resistencia a la corrosión. En el caso de que la cantidad de Zr sea del 0,005 % o superior, se presenta el efecto. En el caso de que la cantidad de Zr sea superior al 0,5 %, el efecto está saturado. En consecuencia, el Zr puede estar presente en una cantidad del 0,005 % al 0,5 %.

Ta: del 0,005 % al 0,1 %

30 El Ta es un elemento que mejora la resistencia a la corrosión mediante la modificación de inclusiones, y el Ta puede estar presente según sea necesario. El efecto se presenta en una cantidad del 0,005 % o superior de Ta. En consecuencia, el límite inferior de la cantidad de Ta se puede establecer en el 0,005 % o superior. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de Ta sea superior al 0,1 %, se produce un deterioro de la ductilidad a temperatura ambiente o de la tenacidad. En consecuencia, el límite superior de la cantidad de Ta es preferiblemente del 0,1 % o inferior, y más preferiblemente del 0,050 % o inferior. En un caso en el que el efecto descrito anteriormente se presente con una pequeña cantidad de Ta, la cantidad de Ta se ajusta preferiblemente en el 0,020 % o inferior.

35 B: del 0,0002 % al 0,0050 %

40 El B es un elemento útil para evitar la fragilidad de trabajo secundario o el deterioro de la trabajabilidad en caliente, y el B no tiene ningún efecto sobre la resistencia a la corrosión. En consecuencia, el B puede estar presente con la condición de que el límite inferior de la cantidad de B se ajuste en el 0,0002 % o superior. Sin embargo, en el caso de que la cantidad de B sea superior al 0,0050 %, por el contrario, se deteriora la trabajabilidad en caliente. En consecuencia, el límite superior de la cantidad de B se puede ajustar en el 0,0050 % o inferior. El límite superior de la cantidad de B es preferiblemente del 0,0020 % o inferior.

En la chapa de acero de la presente realización, el resto que no sean los elementos descritos anteriormente es Fe e impurezas inevitables. Sin embargo, otro elemento distinto de los elementos descritos anteriormente puede estar presente en un intervalo que no deteriore el efecto de la presente realización.

45 Anteriormente, se ha descrito un sistema de componentes. Sin embargo, en la chapa de acero de la presente realización, no es suficiente que sólo la composición del componente esté configurada para estar en el intervalo descrito anteriormente, y es importante ajustar los tamaños medios de grano de cristal de las fases de ferrita y las fases de austenita, y un estado de precipitación de MnS en los siguientes intervalos.

<Tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita: de 5 a 20 μm >

50 <Tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita: de 2 a 10 μm >

La estructura metálica (estructura metalográfica, microestructura) de la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico consiste en las fases de ferrita y las fases de austenita. El tamaño de grano de cristal de cada una de las fases de ferrita y austenita tiene un gran efecto sobre las propiedades mecánicas y las propiedades superficiales de la línea cizallada.

5 Una temperatura de recristalización de la fase de ferrita es diferente de la de la fase de austenita, y el crecimiento de grano de la fase de ferrita se produce en una región de temperatura de recristalización de la fase de austenita. En consecuencia, el tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita se vuelve más grande que el tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita. Sin embargo, cuando aumenta la diferencia en el tamaño de grano entre la fase de ferrita y la fase de austenita, se hace mayor (aumenta) la diferencia en la fuerza. Cuando la diferencia en la fuerza es grande, la fractura se produce en una interfase entre la fase de ferrita y la fase de austenita durante el cizallamiento, y la fractura se convierte en el origen de la corrosión por grietas.

En consecuencia, se ha realizado una investigación sobre un valor límite del tamaño medio de grano de cristal en el que no se produce fractura durante el cizallamiento. Los resultados se muestran en la Figura 1.

15 La Figura 1 es un gráfico que muestra una relación entre el tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita y el tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita que tienen un efecto sobre la resistencia a la corrosión después del cizallamiento. Como se desprende de la Figura 1, hay una combinación apropiada en los tamaños medio de grano de cristal de las fases de ferrita y las fases de austenita. De los resultados de la Figura 1, el límite superior del tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita se ajusta en 20 μm .

20 En la presente memoria, en el caso de que el tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita sea inferior a 5 μm , se mejora la fuerza y es menos probable que se formen rebabas porque no se completa la recristalización de la fase de austenita. Sin embargo, el área de una superficie de fractura aumenta considerablemente. En consecuencia, se deteriora la resistencia a la corrosión. Incluso en el caso de que el tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita sea inferior a 2 μm , la fuerza aumenta enormemente y la resistencia a la corrosión se deteriora debido a la misma razón descrita anteriormente.

25 Por otro lado, en el caso de que el tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita sea superior a 10 μm , las rebabas aumentan debido a un efecto suavizante, disminuye la rugosidad de la superficie de fractura y se forman microespacios. Además, se generan granos gruesos en una parte de la fase de ferrita, y se potencia la fractura de la interfase. En consecuencia, se deteriora la resistencia a la corrosión enormemente.

30 En consecuencia, el tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita se ajusta en un intervalo de 5 a 20 μm , y el tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita se ajusta en un intervalo de 2 a 10 μm .

<Sulfuros: las partículas (sulfuros) que tienen ejes principales de 1 a 5 μm están presentes en una cantidad de 5 a 20 piezas por 5 mm^2 >

A continuación, se dará una descripción del motivo por el cual el estado de precipitación de sulfuros en una chapa de acero se limita al intervalo descrito anteriormente.

35 De acuerdo con los autores de la presente invención, se confirmó que el origen de la corrosión en una cara final sometida a cizallamiento es una parte límite entre el plano de cizalladura y una superficie de fractura, y la superficie de fractura. Dado que es probable que se forme un espacio en la parte límite entre el plano de cizalladura y la superficie de fractura, es probable que se produzca la deposición de un factor de corrosión. Una diminuta forma de espacio debido a irregularidades correspondió a una superficie de fractura alveolar que potencia la disminución del pH y la alta salinidad en una disolución adherida (la forma de espacio reduce el pH de la disolución adherida y concentra la sal en la disolución adherida). Como resultado, es probable que se produzca corrosión en el entorno de la parte límite, entre el plano de cizalladura y la superficie de fractura. Por consiguiente, se considera que la parte límite y la superficie de fractura se convierten en el origen de la corrosión. Por lo tanto, en el caso de que se evite la formación de un espacio en la parte límite entre el plano de cizalladura y la superficie de fractura, se supone que se forma una línea cizallada en la que es menos probable que se produzca la corrosión. En la presente memoria, los sulfuros representan CaS, MnS, CrS, TiCS, CuS y similares.

En vista de estas circunstancias, los autores de la presente invención han realizado un ensayo de resistencia a la corrosión utilizando piezas de ensayo obtenidas bajo diversas condiciones de fabricación. Los autores de la presente invención extrajeron varias piezas de ensayo en las cuales la resistencia a la corrosión fue satisfactoria, y varias piezas de ensayo en las cuales la resistencia a la corrosión fue mala para la comparación, y analizaron las microestructuras de las piezas de ensayo. Los resultados de los mismos se muestran en la Figura 2. La Figura 2 es un gráfico que muestra una relación entre el tamaño y el número de sulfuros que tienen un efecto sobre la resistencia a la corrosión después del cizallamiento. En la presente memoria, el tamaño de los sulfuros en la Figura 2 representa el valor máximo de los ejes principales de sulfuros extendidos. El número de sulfuros en la Figura 2 representa el número (piezas por 5 mm^2) de sulfuros que tienen ejes principales de 1 a 5 μm . Como se muestra en la Figura 2, queda claro que una condición de la precipitación de sulfuros y las propiedades de una línea cizallada tienen una correlación, y están presentes las condiciones en las que es menos probable que se produzca la corrosión. Es decir, queda claro que es importante permitir que existan sulfuros que tengan ejes principales de 1 a 5 μm en el acero en una cantidad de 5 a

- 20 piezas por 5 mm². En la presente memoria, con respecto a los sulfuros que tienen ejes principales de menos de 1 μm (en la Figura 2, el tamaño (el valor máximo de los ejes principales) de los sulfuros es inferior a 1 μm), es pequeño el efecto de evitar la propagación de grietas, que se producen durante la fractura. Por otro lado, con respecto a los sulfuros que tienen ejes principales de más de 5 μm (en la Figura 2, el tamaño (el valor máximo de los ejes principales) de los sulfuros es superior a 5 μm), los sulfuros se astillaron en una superficie, y se forman grietas relativamente grandes. En consecuencia, el eje principal objetivo del sulfuro se ajusta en un intervalo de 1 a 5 μm. Por lo tanto, en la presente realización, los sulfuros que tienen los ejes principales de 1 a 5 μm se establecen como un objetivo de control. En la presente memoria, el eje principal del sulfuro como objetivo de control representa el eje principal del sulfuro individual.
- Además, en la presente realización, es preferible que el valor máximo de los ejes principales de sulfuros sea de 1 a 5 μm.
- A continuación, los autores de la presente invención han realizado una investigación sobre el estado de precipitación de los sulfuros, y se probaron las siguientes situaciones. En el caso de que el número de precipitados (sulfuros) por unidad de área de 5 mm² sea inferior a 5 piezas, se demostró que el efecto de evitar la propagación de grietas es pequeño. En el caso de que el número de precipitados (sulfuros) por cada 5 mm² sea superior a 20 piezas, se demostró que se forman muchos espacios y que se deteriora la resistencia a la corrosión. Por consiguiente, en la presente realización, se generan sulfuros que tienen ejes principales de 1 a 5 μm que están presentes en una cantidad de 5 a 20 piezas por 5 mm². Preferiblemente, se generan sulfuros que tienen ejes principales de 1 a 5 μm que están presentes en una cantidad de 6 piezas a 15 piezas por 5 mm².
- A continuación, se proporciona una descripción de un método de fabricación de la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico de la presente realización.
- En la presente realización, como se describió anteriormente, son importantes los tamaños medios de grano de cristal de las fases de ferrita y las fases de austenita, y el estado de precipitación y dispersión de los sulfuros. Por consiguiente, es importante llevar a cabo la fabricación de una chapa de acero en las siguientes condiciones.
- Las reducciones por laminación en un procedimiento de laminación en caliente y en un procedimiento de laminación en frío son importantes para controlar los tamaños medios de grano de cristal de las fases de ferrita y las fases de austenita en los intervalos descritos anteriormente. En un procedimiento de desbastado de la laminación en caliente, es necesario establecer una reducción de al menos una pasada para que sea del 30 % o más, y es necesario realizar cinco pasadas o más de trabajo (laminación) a una temperatura de 1.000 °C o superior en el procedimiento de desbastado. Además, es necesario ajustar una reducción por laminación en frío para que sea del 75 % o más, y es necesario ajustar la temperatura de la chapa en la laminación en frío para que sea de 150 °C o superior en el momento de la terminación de una pasada final.
- La deformación que se introduce durante la laminación en frío se convierte en el núcleo de generación de los granos recristalizados. En aceros de alta resistencia similares al de la presente realización, si el endurecimiento por trabajo continúa, se aplica una gran carga en el procedimiento de laminación en frío. Por lo tanto, la carga se reduce al elevar la temperatura de la chapa durante la laminación en frío. De este modo, no sólo se reduce la carga en el procedimiento de laminación en frío, sino que también no se vuelven excesivos los núcleos de generación de granos recristalizados. En consecuencia, también es útil para controlar el tamaño de grano de cristal. Es necesario controlar la temperatura de la chapa después de la pasada final a 150 °C o más para ajustar el tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita en un intervalo de 5 a 20 μm y ajustar el tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita en un intervalo de 2 a 10 μm, respectivamente. La temperatura de la chapa después de la pasada final se puede controlar cambiando la reducción por laminación en una pasada y la velocidad de laminación.
- La temperatura de procesamiento en cada recocido de chapa laminada en caliente (procedimiento de recocido de una chapa laminada en caliente) y recocido de chapa laminada en frío (procedimiento de recocido de una chapa laminada en frío) es importante para controlar el tamaño y el número de precipitaciones de los sulfuros en el intervalo descrito anteriormente. Con respecto a las condiciones de la temperatura de procesamiento, es preferible que la temperatura de recocido de la chapa laminada en caliente sea de 1.000 °C a 1.100 °C, y que la temperatura de recocido de la chapa laminada en frío sea de 950 °C a 1.050 °C.
- Además, un método conocido en la técnica relacionada es aplicable a los otros procedimientos sin limitación particular. Asimismo, las condiciones de fabricación representativas son las siguientes.
- En primer lugar, se calienta el acero inoxidable ferrítico-austenítico que tiene la composición de componentes descrita anteriormente a una temperatura de 1.150 °C a 1.250 °C. A continuación, se realiza la laminación en caliente en condiciones en las que la temperatura de acabado se ajusta en 950 °C o más para obtener un espesor de chapa de 3,0 a 6 mm. En este momento, se establece una reducción por laminación de al menos una pasada en el procedimiento de desbastado del 30 % o superior. En el caso de que el enfriamiento se realice a una velocidad de enfriamiento típica después de la laminación de acabado, no es suficiente la precipitación de la fase de austenita. Por lo tanto, la temperatura de laminación de acabado se ajusta en 950 °C o superior, y la chapa laminada en caliente se bobina sin realizar positivamente un enfriamiento. Se realiza un enfriamiento suave hasta 500 °C o inferior, y luego, la chapa laminada en caliente se coloca en un baño de agua para un enfriamiento rápido.

Una velocidad de enfriamiento después del bobinado no está particularmente definida. Sin embargo, una disminución en la tenacidad debido a la llamada fragilidad a 475 °C se produce a 475 °C o aproximadamente. Por consiguiente, la velocidad de enfriamiento en un intervalo de temperatura de 425 °C a 525 °C es preferiblemente de 100 °C/h o superior.

5 La banda laminada en caliente que se fabrica como se ha descrito anteriormente se somete a recocido de chapa laminada en caliente a una temperatura de 1.000 °C a 1.100 °C, y luego se realiza el decapado.

10 A continuación, cuando se realiza la laminación en frío en condiciones en las que la reducción por laminación se ajusta en el 75 % o más, la laminación inversa se realiza de forma continua para que el calor de procesamiento generado por la laminación en frío no disminuya hasta temperatura ambiente, y la laminación en frío se realice de modo que la temperatura de la chapa en el lado de salida de la pasada final sea de 160 °C o superior. La chapa laminada en frío obtenida se somete a recocido de chapa laminada en frío a una temperatura de 950 °C a 1.050 °C. Luego, se realiza el decapado para obtener un producto laminado en frío.

Es posible obtener el acero inoxidable ferrítico-austenítico de la presente realización de acuerdo con el método de fabricación descrito anteriormente; sin embargo, la presente realización no está limitada por los procedimientos y condiciones descritos anteriormente.

15 Se proporciona una descripción de un método de cizallamiento que puede reducir la superficie de fractura cuando se cizalla la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico de la presente realización. Además, los métodos para reducir la superficie de fractura se pueden ajustar y establecer adecuadamente cuando se cizalla la chapa de acero sin limitación particular a la misma. A continuación, se proporciona una descripción de un ejemplo de un método de procesamiento que puede reducir la superficie de fractura.

20 Los autores de la presente invención han realizado muchos experimentos cambiando las condiciones de cizallamiento de manera variada para lograr el objeto descrito anteriormente; y como resultado, se demostró que el control de la holgura es particularmente eficaz para reducir una relación de superficie de fractura. En la presente memoria, la holgura representa una relación de un espacio x entre una cuchilla y una etapa con respecto al espesor d de la chapa de acero.

25 La holgura en el cizallamiento se ve afectada por un área de una superficie de fractura en una línea cizallada, y la altura de las rebabas. A partir del resultado del examen de varias holguras, quedó claro que con respecto al acero inoxidable ferrítico-austenítico de la presente realización, en el caso en que la holgura se establece en un intervalo del 5 % al 20 %, el área de la superficie de fractura y la altura de las rebabas se reduce a valores pequeños y se mejora la resistencia a la corrosión. La holgura en el cizallamiento se establece preferiblemente en un intervalo del 10 % al 15 %.

30 Ejemplos

A continuación, se describirán los ejemplos de la invención. Sin embargo, una condición en los ejemplos es sólo un ejemplo condicional empleado para confirmar la reproducibilidad y un efecto de la invención, y la invención no se limita a la condición que se utilizó en los ejemplos. La invención puede emplear diversas condiciones siempre que el objeto de la invención se pueda lograr sin apartarse de las características de la invención. Además, un valor subrayado en las tablas representa un valor fuera del intervalo de la presente realización.

35 Se prepararon lingotes de aceros inoxidables ferrítico-austeníticos con las composiciones químicas mostradas en las tablas 1 y 2. A continuación, se calentó cada uno de los lingotes hasta una temperatura de 1.200 °C, y se realizó la laminación en caliente en condiciones en las que la temperatura de acabado fue de 980 °C, para obtener una chapa laminada en caliente con un espesor de chapa de 4 mm. Se estableció una reducción por laminación de al menos una pasada en un procedimiento de desbastado de la laminación en caliente del 30 % o superior. Se bobinó la chapa laminada en caliente, y se enfrió suavemente la chapa laminada en caliente hasta 500 °C o menos y luego se enfrió rápidamente.

40 A continuación, se recoció la chapa laminada en caliente a una temperatura de recocido descrita en las tablas 3 y 5 (recocido de chapa laminada en caliente), y luego se realizó el decapado. Después, se realizó la laminación en frío para obtener una chapa laminada en frío que tenía un espesor de chapa de 0,6 a 1,2 mm. En la laminación en frío, se ajustó la temperatura de laminación de la primera pasada a 60 °C, y se realizó la laminación de manera continua para que no se redujera la temperatura de la chapa. Se ajustaron la reducción por laminación en frío y la temperatura de la chapa después de una pasada final (temperatura de pasada final) a los valores mostrados en las tablas 3 y 5. Se sometió la chapa laminada en frío obtenida a recocido (recocido de chapa laminada en frío), y se ajustó una superficie de la misma por decapado de acabado; y de este modo, se obtuvo una pieza de ensayo.

45 Se midieron los tamaños y el número de sulfuros en la pieza de ensayo obtenida con un microscopio óptico y un método SEM-EDS. El método de medición es el siguiente. Al principio, se pulió una superficie de la pieza de ensayo con nº 600 y se pulió hasta lograr un acabado de espejo. Luego, se marcó un cuadrado de 5 mm × 5 mm sobre la superficie de la pieza de ensayo. Se observaron las inclusiones en un área marcada utilizando el microscopio óptico, y se marcaron las inclusiones que estaban en el área y tenían tamaños de aproximadamente 1 µm o más. Se captó el tamaño aproximado de la inclusión mediante la observación descrita anteriormente, y se seleccionó una inclusión a medir.

A continuación, sólo en el caso en que el número total de inclusiones fuera superior a cinco piezas, se midió la composición de la inclusión en dos sitios por pieza utilizando el método SEM-EDS. En el caso en que se confirmó una composición que incluía 50 % o más de S incluso en un sitio, se determinó que la inclusión era un sulfuro.

5 Con respecto a la inclusión que se determinó que era un sulfuro, se midió el eje principal de la inclusión mediante el siguiente método. Los sulfuros tienen características relativamente blandas. En consecuencia, existen muchos sulfuros en un estado de extensión en una dirección de la laminación. Por consiguiente, se estableció una longitud en la dirección de la laminación como el eje principal, y se midió la longitud (longitud máxima) del sulfuro desde un extremo delantero hasta un extremo trasero como el eje principal. Además, se calculó un valor de medición del eje principal del sulfuro como un entero redondeando el valor de medición en el primer decimal (redondeando el valor de medición al más cercano). El valor máximo entre los valores de medición obtenidos de los ejes principales se describe en la columna de "Eje principal de sulfuro" en las tablas 4 y 6.

10 Además, se midió el número de sulfuros, en el que los valores de medición de los ejes principales fueron de 1 a 5 μm (el número de sulfuros que tenían ejes principales de 1 a 5 μm) y se calculó el número de sulfuros por 5 mm^2 . El número (piezas por 5 mm^2) de los sulfuros que tenían los ejes principales de 1 a 5 μm se describe en la columna de "Número de sulfuros" en las tablas 4 y 6.

15 Asimismo, se separaron entre sí la fase de ferrita y la fase de austenita de acuerdo con un método de difracción de haz de electrones por retrodispersión (EBSD, por sus siglas en inglés) utilizando un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo JSM-7000F fabricado por JEOL Ltd., y se midieron los tamaños de grano de cristal de las fases de ferrita y las fases de austenita. En la medición, se ajustó el voltaje de aceleración a 25 kV, se ajustó el tamaño de paso a 0,5 μm y se ajustó una posición de medición a la parte central del espesor de una chapa en una sección transversal en la dirección de laminación en la posición central del ancho de la pieza de ensayo. En el análisis de orientación, se determinó que el límite de grano de cristal era un límite de granos de cristal en el que la diferencia de orientación entre los granos de cristal adyacentes fue de 15° o superior, y se midieron los tamaños de grano de cristal de las fases de ferrita y las fases de austenita utilizando el programa informático OIM disponible de TSL Solutions.

20 Con respecto a cada una de las fases de ferrita y las fases de austenita, se calculó el valor medio de los tamaños de grano de cristal medidos para obtener el tamaño de grano de cristal promedio.

25 El tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita se describe en la columna de "Tamaño de grano de la fase de ferrita" en las tablas 4 y 6, El tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita se describe en la columna de "Tamaño de grano de la fase de austenita" en las tablas 4 y 6.

30 Cada una de las piezas de ensayo de las chapas de acero inoxidable ferrítico-austenítico, que se obtuvieron en las condiciones de fabricación descritas anteriormente, se cortó en un tamaño de 120 mm \times 75 mm, y se adhirió una cinta de silicio a una cara final recortada para eliminar el efecto de las secciones transversales en todas las direcciones. La holgura (holgura de cizalla) entre un troquel punzón y un troquel matriz de una herramienta de punzonado se ajustó mediante troqueles matriz de la herramienta de punzonado que tenían varios diámetros. La parte central de una muestra se sometió a un procedimiento de cizallamiento circular en varias holguras de cizalla. En la presente memoria,

35 la holgura de cizalla (%) fue un valor calculado mediante la siguiente expresión.

$$\left\{ \frac{\text{Diferencia entre un diámetro de un punzón y el diámetro de una matriz de una punzonadora}}{\text{espesor de una pieza de ensayo (chapa de acero)}} \right\} \times 100$$

40 Después del corte (procesamiento de cizallamiento), se realizó el desengrase con acetona. Se colocó la muestra en un medidor de corrosión de ciclo con una inclinación de 75° de manera que la superficie de la que salieron las rebabas estuviera hacia arriba. Luego, se realizó un ensayo de corrosión de ciclo de acuerdo con JASO M 609-91 durante seis ciclos. Después del ensayo, en el caso en que no se produjo corrosión en la línea cizallada, la muestra se evaluó como "ausencia de óxido", y en el caso en que se produjo corrosión, la muestra se evaluó como "presencia de óxido".

Los resultados obtenidos se muestran en las tablas 4 y 6.

45 A partir de los resultados de los ensayos n^{os} 1, 2, 4, 5, 8 a 11, 13, 14, 16, y 19 a 27, se pudo ver que la resistencia a la corrosión de una línea cizallada fue buena en el caso en que se cumplieron satisfactoriamente los intervalos de la presente realización.

50 A partir de los resultados de los ensayos n^{os} 3, 6, 7, 17, y 22, se pudo ver que se produjo óxido en la línea cizallada en el caso en que estaban fuera de los intervalos de la presente realización uno o ambos valores del tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita y el tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita. Particularmente, en el ensayo n^o 22, la temperatura de la lámina después de la pasada final en la laminación en frío fue inferior a 160 °C. De ese modo, se introdujeron muchas deformaciones debido a la laminación en frío, y las deformaciones podrían ser núcleos de recristalización. Como resultado, se formaron granos de cristal finos, y los granos de cristal finos se convirtieron en la causa de la oxidación.

A partir de los resultados de los ensayos n^{os} 12, 15, 17, y 18, se pudo ver que en el caso en que uno o ambos del

número y el eje principal de los sulfuros estaban fuera de los intervalos de la presente realización, se produjo óxido en la línea cizallada.

A partir de los resultados de los ensayos n^{os} 28 a 46, se pudo ver que en el caso en que la composición química estaba fuera del intervalo de la presente realización, se produjo óxido en la línea cizallada.

Tabla 1

Acero	Composición química (% en masa)																			Observaciones
	C	Si	Mn	P	Al	Cr	Ni	N	Cu	Co	V	Ca	S	Nb	Ti	W	Mo	Otros	Co+ 0,25V	
A	0,008	0,15	4,5	0,020	0,028	20,7	2,10	0,168	1,11	0,18	0,08	0,0010	0,0014	-	-	0,05	0,06	-	-	0,20
B	0,012	0,22	4,5	0,025	0,021	20,1	2,05	0,185	1,26	0,16	0,06	0,0018	0,0008	-	-	-	-	-	-	0,18
C	0,007	0,80	4,1	0,020	0,051	21,0	1,98	0,188	0,98	0,11	0,05	0,0012	0,0009	-	0,180	0,01	-	-	-	0,12
D	0,012	0,40	3,1	0,024	0,034	20,9	2,12	0,160	1,04	0,09	0,03	0,0016	0,0004	0,03	-	-	0,40	-	-	0,10
E	0,013	0,14	2,8	0,015	0,037	23,1	2,30	0,110	0,84	0,11	0,06	0,0008	0,0005	-	-	-	-	-	-	0,13
F	0,025	0,28	4,8	0,020	0,032	23,5	0,80	0,084	1,38	0,16	0,11	0,0005	0,0027	-	0,005	-	0,64	-	-	0,19
G	0,008	0,51	0,8	0,020	0,035	20,8	1,20	0,177	1,37	0,12	0,06	0,0017	0,0017	-	-	-	-	-	-	0,14
H	0,009	0,35	3,9	0,025	0,029	21,0	2,01	0,154	1,45	0,06	0,15	0,0013	0,0008	0,03	-	0,06	-	-	-	0,10
I	0,008	0,60	4,2	0,020	0,055	20,8	2,08	0,188	1,32	0,18	0,06	0,0012	0,0005	-	-	0,08	-	-	-	0,20
J	0,011	0,45	2,5	0,020	0,080	23,5	1,95	0,187	0,94	0,22	0,05	0,0011	0,0004	-	0,170	-	-	-	-	0,23
K	0,015	0,45	3,2	0,023	0,035	21,3	2,10	0,184	1,01	0,11	0,07	0,0014	0,0003	-	-	-	0,57	-	-	0,13
L	0,006	0,31	4,8	0,020	0,048	20,7	1,96	0,175	1,28	0,18	0,07	0,0004	0,0011	0,12	-	-	-	-	-	0,20
M	0,003	0,12	4,8	0,025	0,024	21,8	2,11	0,162	1,36	0,11	0,03	0,0016	0,0025	-	-	-	0,03	-	-	0,12
N	0,012	0,21	4,3	0,023	0,021	20,2	2,05	0,180	1,26	0,15	0,07	0,0016	0,0008	-	-	-	-	Sn: 0,05	-	0,17
O	0,011	0,23	4,4	0,024	0,023	20,5	1,99	0,185	1,22	0,14	0,06	0,0018	0,0009	-	-	-	-	Sb: 0,06	-	0,16
P	0,013	0,20	4,5	0,026	0,020	20,7	2,03	0,188	1,23	0,13	0,05	0,0019	0,0004	-	-	-	-	Ga: 0,005	-	0,14
Q	0,009	0,19	4,2	0,020	0,022	20,3	2,10	0,180	1,29	0,16	0,08	0,0012	0,0007	-	-	-	-	Zr: 0,02	-	0,18
R	0,012	0,21	4,5	0,022	0,024	21,0	2,22	0,186	1,19	0,11	0,07	0,0014	0,0009	-	-	-	-	B: 0,0015	-	0,13

Ejemplos de la presente invención

Tabla 2

Acero	Composición química (% en masa)																	Observaciones		
	C	Si	Mn	P	Al	Cr	Ni	N	Cu	Co	V	Ca	S	Nb	Ti	W	Mo		Otros	Co+ 0,25V
AA	0,035	0,27	3,4	0,025	0,066	20,1	0,87	0,090	0,80	0,11	0,05	0,0008	0,0021	-	-	-	-	-	-	0,12
AB	0,008	0,08	3,8	0,025	0,035	19,7	0,91	0,065	0,74	0,12	0,03	0,0010	0,0027	-	-	-	-	-	-	0,13
AC	0,011	0,27	5,5	0,020	0,047	19,7	1,20	0,181	0,92	0,09	0,03	0,0007	0,0011	-	-	-	-	-	-	0,10
AD	0,021	0,35	4,1	0,045	0,051	22,4	2,14	0,167	0,98	0,08	0,08	0,0014	0,0017	-	-	-	-	-	-	0,10
AE	0,005	0,48	1,8	0,015	0,120	19,8	2,11	0,144	1,14	0,09	0,11	0,0012	0,0009	-	-	-	-	-	-	0,12
AF	0,017	0,55	4,2	0,025	0,087	18,5	2,18	0,183	1,25	0,16	0,13	0,0010	0,0017	-	-	-	-	-	-	0,19
AG	0,009	0,52	3,9	0,025	0,037	22,1	2,50	0,127	1,38	0,21	0,08	0,0012	0,0024	-	-	-	-	-	-	0,23
AH	0,018	0,48	3,8	0,023	0,042	20,8	2,20	0,211	1,09	0,23	0,05	0,0012	0,0023	-	-	-	-	-	-	0,24
AI	0,022	0,41	3,2	0,020	0,037	20,9	1,97	0,163	1,62	0,19	0,06	0,0014	0,0028	-	-	-	-	-	-	0,21
AJ	0,009	0,38	1,9	0,025	0,058	21,4	2,14	0,157	0,85	0,31	0,03	0,0009	0,0014	-	-	-	-	-	-	0,32
AK	0,008	0,77	2,4	0,023	0,069	22,0	0,84	0,182	0,81	0,18	0,26	0,0014	0,0008	-	-	-	-	-	-	0,25
AL	0,016	0,75	2,5	0,020	0,038	19,8	2,10	0,162	1,08	0,11	0,05	0,0025	0,0009	-	-	-	-	-	-	0,12
AM	0,001	0,64	2,7	0,003	0,049	20,4	2,24	0,182	1,07	0,08	0,04	0,0017	0,0048	-	-	-	-	-	-	0,09
AN	0,070	0,65	3,8	0,025	0,043	21,9	1,16	0,131	1,14	0,15	0,08	0,0011	0,0027	0,25	-	-	-	-	-	0,17
AO	0,024	0,38	3,7	0,031	0,058	22,8	1,57	0,124	1,25	0,18	0,11	0,0009	0,0006	-	0,310	-	-	-	-	0,21
AP	0,006	0,27	3,9	0,020	0,047	23,7	2,04	0,117	1,30	0,21	0,06	0,0011	0,0007	-	-	0,28	-	-	-	0,23
AQ	0,027	0,36	4,8	0,023	0,066	22,7	2,08	0,085	0,94	0,20	0,06	0,0014	0,0024	-	-	-	1,20	-	-	0,22
AR	0,006	0,27	3,9	0,020	0,047	23,7	2,04	0,117	1,30	0,02	0,06	0,0008	0,0018	-	-	-	-	-	-	0,04
AS	0,027	0,36	4,8	0,023	0,066	22,7	2,08	0,085	0,94	0,20	0,006	0,0009	0,0029	-	-	-	-	-	-	0,20

Ejemplos comparativos

ES 2 773 868 T3

Tabla 3

Nº de ensayo	Acero	Temperatura de recocido de chapa laminada en caliente (°C)	Reducción por laminación en frío (%)	Espesor de la chapa laminada en frío (mm)	Temperatura de pasada final en la laminación en frío (°C)	Temperatura de recocido de chapa laminada en frío (°C)	Observaciones
1	A	1.080	75	1,00	180	980	Ejemplo de la presente invención
2	B	1.050	80	0,80	200	1.000	Ejemplo de la presente invención
3		1.100	85	0,60	250	<u>1.100</u>	Ejemplo comparativo
4	C	1.050	75	1,00	160	1.020	Ejemplo de la presente invención
5	D	1.080	80	0,80	200	1.020	Ejemplo de la presente invención
6		<u>1.120</u>	75	1,00	200	1.020	Ejemplo comparativo
7		<u>1.120</u>	<u>70</u>	1,20	195	1.050	Ejemplo comparativo
8	E	1.080	80	0,80	185	1.020	Ejemplo de la presente invención
9	F	1.020	85	0,60	200	1.000	Ejemplo de la presente invención
10	G	1.050	75	1,00	205	1.050	Ejemplo de la presente invención
11		1.050	75	1,00	200	1.020	Ejemplo de la presente invención
12		1.100	75	1,00	200	<u>1.100</u>	Ejemplo comparativo
13	H	1.080	80	0,80	190	1.050	Ejemplo de la presente invención
14	I	1.100	80	0,80	200	1.020	Ejemplo de la presente invención
15		1.050	85	0,60	205	<u>940</u>	Ejemplo comparativo
16	J	1.100	75	1,00	200	1.050	Ejemplo de la presente invención
17		<u>1.120</u>	<u>70</u>	1,20	190	1.050	Ejemplo comparativo
18		1.080	<u>70</u>	1,20	180	1.050	Ejemplo comparativo
19	K	1.050	80	0,80	200	1.020	Ejemplo de la presente invención
20	L	1.050	75	1,00	180	1.000	Ejemplo de la presente invención
21	M	1.050	75	1,00	210	1.050	Ejemplo de la presente invención

ES 2 773 868 T3

Nº de ensayo	Acero	Temperatura de recocido de chapa laminada en caliente (°C)	Reducción por laminación en frío (%)	Espesor de la chapa laminada en frío (mm)	Temperatura de pasada final en la laminación en frío (°C)	Temperatura de recocido de chapa laminada en frío (°C)	Observaciones
22		1.050	75	1,00	<u>140</u>	1.050	Ejemplo comparativo
23	N	1.050	80	0,80	200	1.000	Ejemplo de la presente invención
24	O	1.050	75	1,00	180	1.020	Ejemplo de la presente invención
25	P	1.050	80	0,80	200	1.050	Ejemplo de la presente invención
26	Q	1.050	75	1,00	180	950	Ejemplo de la presente invención
27	R	1.050	75	1,00	180	1.000	Ejemplo de la presente invención

Tabla 4

Nº de ensayo	Acero	Tamaño de grano de la fase de ferrita (µm)	Tamaño de grano de la fase de austenita (µm)	Eje principal de sulfuros (µm)	Número de sulfuros (piezas/5 mm ²)	Holgura de cizalla (%)	Presencia de óxido	Observaciones
1	A	7	2	1	12	10	Ausente	Ejemplo de la presente invención
2	B	10	4	2	7	5	Ausente	Ejemplo de la presente invención
3		<u>25</u>	5	2	6	12	Presente	Ejemplo comparativo
4	C	9	3	2	6	15	Ausente	Ejemplo de la presente invención
5	D	8	4	2	5	10	Ausente	Ejemplo de la presente invención
6		18	<u>12</u>	2	6	10	Presente	Ejemplo comparativo
7		<u>30</u>	<u>15</u>	3	6	10	Presente	Ejemplo comparativo
8	E	10	4	1	10	15	Ausente	Ejemplo de la presente invención
9	F	8	3	2	7	20	Ausente	Ejemplo de la presente invención
10	G	14	6	3	10	8	Ausente	Ejemplo de la presente invención
11		11	5	3	11	10	Ausente	Ejemplo de la presente invención
12		16	7	<u>8</u>	10	10	Presente	Ejemplo comparativo

ES 2 773 868 T3

Nº de ensayo	Acero	Tamaño de grano de la fase de ferrita (µm)	Tamaño de grano de la fase de austenita (µm)	Eje principal de sulfuros (µm)	Número de sulfuros (piezas/5 mm ²)	Holgura de cizalla (%)	Presencia de óxido	Observaciones
13	H	9	5	2	7	15	Ausente	Ejemplo de la presente invención
14	I	9	5	2	8	15	Ausente	Ejemplo de la presente invención
15		6	2	1	<u>3</u>	15	Presente	Ejemplo comparativo
16	J	17	9	3	17	10	Ausente	Ejemplo de la presente invención
17		19	<u>12</u>	<u>6</u>	18	10	Presente	Ejemplo comparativo
18		15	9	<u>6</u>	<u>24</u>	10	Presente	Ejemplo comparativo
19	K	11	6	2	5	10	Ausente	Ejemplo de la presente invención
20	L	9	<u>4</u>	2	9	20	Ausente	Ejemplo de la presente invención
21	M	12	5	4	17	15	Ausente	Ejemplo de la presente invención
22		<u>4</u>	1	4	17	15	Presente	Ejemplo comparativo
23	N	10	3	3	10	10	Ausente	Ejemplo de la presente invención
24	O	14	4	3	9	5	Ausente	Ejemplo de la presente invención
25	P	18	8	1	12	10	Ausente	Ejemplo de la presente invención
26	Q	9	2	2	6	5	Ausente	Ejemplo de la presente invención
27	R	15	6	2	10	10	Ausente	Ejemplo de la presente invención

Tabla 5

Nº de ensayo	Acero	Temperatura de recocido de chapa laminada en caliente (°C)	Reducción por laminación en frío (%)	Espesor de la chapa laminada en frío (mm)	Temperatura de pasada final en la laminación en frío (°C)	Temperatura de recocido de chapa laminada en frío (°C)	Observaciones
28	AA	1.050	75	1,00	180	1.020	Ejemplo comparativo
29	AB	1.050	75	1,00	180	1.020	Ejemplo comparativo
30	AC	1.050	75	1,00	200	1.020	Ejemplo comparativo

ES 2 773 868 T3

Nº de ensayo	Acero	Temperatura de recocido de chapa laminada en caliente (°C)	Reducción por laminación en frío (%)	Espesor de la chapa laminada en frío (mm)	Temperatura de pasada final en la laminación en frío (°C)	Temperatura de recocido de chapa laminada en frío (°C)	Observaciones
31	AD	1.050	75	1,00	185	1.020	Ejemplo comparativo
32	AE	1.050	75	1,00	180	1.020	Ejemplo comparativo
33	AF	1.050	75	1,00	205	1.020	Ejemplo comparativo
34	AG	1.050	75	1,00	185	1.020	Ejemplo comparativo
35	AH	1.050	75	1,00	180	1.020	Ejemplo comparativo
36	AI	1.050	75	1,00	200	1.020	Ejemplo comparativo
37	AJ	1.050	75	1,00	185	1.020	Ejemplo comparativo
38	AK	1.050	75	1,00	170	1.020	Ejemplo comparativo
39	AL	1.050	75	1,00	165	1.020	Ejemplo comparativo
40	AM	1.050	75	1,00	170	1.020	Ejemplo comparativo
41	AN	1.050	75	1,00	160	1.020	Ejemplo comparativo
42	AO	1.050	75	1,00	160	1.020	Ejemplo comparativo
43	AP	1.050	75	1,00	185	1.020	Ejemplo comparativo
44	AQ	1.050	75	1,00	205	1.020	Ejemplo comparativo
45	AR	1.050	75	1,00	175	1.020	Ejemplo comparativo
46	AS	1.050	75	1,00	180	1.020	Ejemplo comparativo

Tabla 6

Nº de ensayo	Acero	Tamaño de grano de la fase de ferrita(µm)	Tamaño de grano de la fase de austenita (µm)	Eje principal de sulfuros(µm)	Número de sulfuros (piezas/5 mm ²)	Holgura de cizalla (%)	Presencia de óxido	Observaciones
28	AA	6	2	6	12	10	Presente	Ejemplo comparativo
29	AB	10	5	4	10	15	Presente	Ejemplo comparativo
30	AC	11	4	2	7	15	Presente	Ejemplo comparativo
31	AD	12	5	4	12	15	Presente	Ejemplo comparativo
32	AE	11	4	3	10	15	Presente	Ejemplo comparativo

ES 2 773 868 T3

Nº de ensayo	Acero	Tamaño de grano de la fase de ferrita(μm)	Tamaño de grano de la fase de austenita (μm)	Eje principal de sulfuros(μm)	Número de sulfuros (piezas/5 mm^2)	Holgura de cizalla (%)	Presencia de óxido	Observaciones
33	AF	10	4	2	7	10	Presente	Ejemplo comparativo
34	AG	9	4	4	<u>25</u>	10	Presente	Ejemplo comparativo
35	AH	10	5	2	5	10	Presente	Ejemplo comparativo
36	AI	12	6	2	5	15	Presente	Ejemplo comparativo
37	AJ	12	5	4	9	10	Presente	Ejemplo comparativo
38	AK	8	3	3	13	10	Presente	Ejemplo comparativo
39	AL	7	2	2	6	15	Presente	Ejemplo comparativo
40	AM	10	3	<u>10</u>	<u>34</u>	15	Presente	Ejemplo comparativo
41	AN	<u>4</u>	2	4	6	15	Presente	Ejemplo comparativo
42	AO	6	3	2	6	15	Presente	Ejemplo comparativo
43	AP	10	4	<u>6</u>	18	10	Presente	Ejemplo comparativo
44	AQ	16	8	4	14	15	Presente	Ejemplo comparativo
45	AR	12	3	4	15	10	Presente	Ejemplo comparativo
46	AS	11	5	4	12	15	Presente	Ejemplo comparativo

Aplicabilidad industrial

5 De acuerdo con la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico de la presente realización, incluso cuando se utiliza en el medio ambiente atmosférico en un estado en el que una línea cizallada no está sometida a un tratamiento de resistencia a la corrosión, la resistencia a la corrosión de la línea cizallada es excelente. En consecuencia, la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico de la presente realización se puede utilizar apropiadamente para diversos usos, tales como cuerpos de carcasa (chasis) de un acondicionador de potencia y un inversor fotovoltaico (PV), una campana de conducto, un marco de una célula solar, y un canal de residuos y una tapa del mismo.

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada (cara final cizallada), teniendo la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico una composición química que consiste, en términos de % en masa:

- 5 C: del 0,002 % al 0,03 %;
- Si: del 0,1 % al 1,0 %;
- Mn: del 0,5 % a 5,0 %;
- 10 P: del 0,04 % o inferior;
- Al: del 0,015 % al 0,10 %;
- 15 Cr: del 19,0 % al 24,0 %;
- Ni: del 0,60 % al 2,30 %;
- 20 Cu: del 0,5 % al 1,5 %;
- Co: del 0,05 % al 0,25 %;
- V: del 0,01 % al 0,15 %;
- 25 Ca: del 0,0003 % al 0,002 %;
- N: del 0,06 % al 0,20 %; y
- 30 S: del 0,0002 % al 0,0040 %, y
opcionalmente
uno o más seleccionados de los siguientes grupos,
- 35 primer grupo: uno o más seleccionados de, en términos de % en masa,
- Nb: del 0,005 % al 0,2 %,
- Ti: del 0,005 % al 0,2 %,
- 40 W: del 0,005 % al 0,2 %, y
- Mo: del 0,01 % al 1,0 %,
- 45 segundo grupo: uno o más seleccionados de, en términos de % en masa,
- Sn: del 0,005 % al 0,2 %,
- Sb: del 0,005 % al 0,2 %,
- 50 Ga: del 0,001 % al 0,05 %,
- Zr: del 0,005 % al 0,5 %,
- 55 Ta: del 0,005 % al 0,1 %, y
- B: del 0,0002 % al 0,0050 %;
- siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
- 60 en donde un valor de $Co + 0,25V$ es del 0,10 o superior e inferior al 0,25,
- una estructura metálica consta de fases de ferrita y fases de austenita,
- 65 un tamaño medio de grano de cristal de las fases de ferrita está en un intervalo de 5 a 20 μm , y un tamaño medio de grano de cristal de las fases de austenita está en un intervalo de 2 a 10 μm , y
- existen sulfuros que tienen ejes principales de 1 a 5 μm en una cantidad de 5 a 20 piezas por 5 mm^2 ,

2. La chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada de acuerdo con la reivindicación 1, comprendiendo la chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico:

uno o más seleccionados de los siguientes grupos,

5

primer grupo: uno o más seleccionados de, en términos de % en masa,

Nb: del 0,005 % al 0,2 %,

10

Ti: del 0,005 % al 0,2 %,

W: del 0,005 % al 0,2 %, y

15

Mo: del 0,01 % al 1,0 %,

segundo grupo: uno o más seleccionados de, en términos de % en masa,

Sn: del 0,005 % al 0,2 %,

20

Sb: del 0,005 % al 0,2 %,

Ga: del 0,001 % al 0,05 %,

25

Zr: del 0,005 % al 0,5 %,

Ta: del 0,005 % al 0,1 %, y

B: del 0,0002 % al 0,0050 %.

30

3. La chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en donde un valor de $Co + 0,25V$ es del 0,12 o superior e inferior al 0,25.

4. La chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en la que la cantidad de cada uno de uno o más seleccionados de Co, V, S, N, Cr, y Ni satisface el siguiente intervalo en términos de % en masa,

35

Co: del 0,05 % al 0,12 %,

V: del 0,08 % al 0,12 %,

S: del 0,0003 % al 0,0010 %,

40

N: del 0,08 % al 0,17 %,

Cr: del 20,0 % a 23,0 %, y

Ni: del 1,0 % al 1,5 %.

45

5. La chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en la que la cantidad de V satisface el siguiente intervalo en términos de % en masa,

V: del 0,01 % o superior e inferior al 0,05 %.

50

6. La chapa de acero inoxidable ferrítico-austenítico con excelente resistencia a la corrosión de una línea cizallada de acuerdo con la reivindicación 5, en la que la cantidad de cada uno de uno o más seleccionados entre Co, S, N, Cr y Ni satisface el siguiente intervalo en términos de % en masa,

Co: del 0,05 % al 0,12 %,

55

S: del 0,0003 % al 0,0010 %,

N: del 0,08 % al 0,17 %,

Cr: del 20,0 % a 23,0 %, y

60

Ni: del 1,0 % al 1,5 %.

FIG. 1

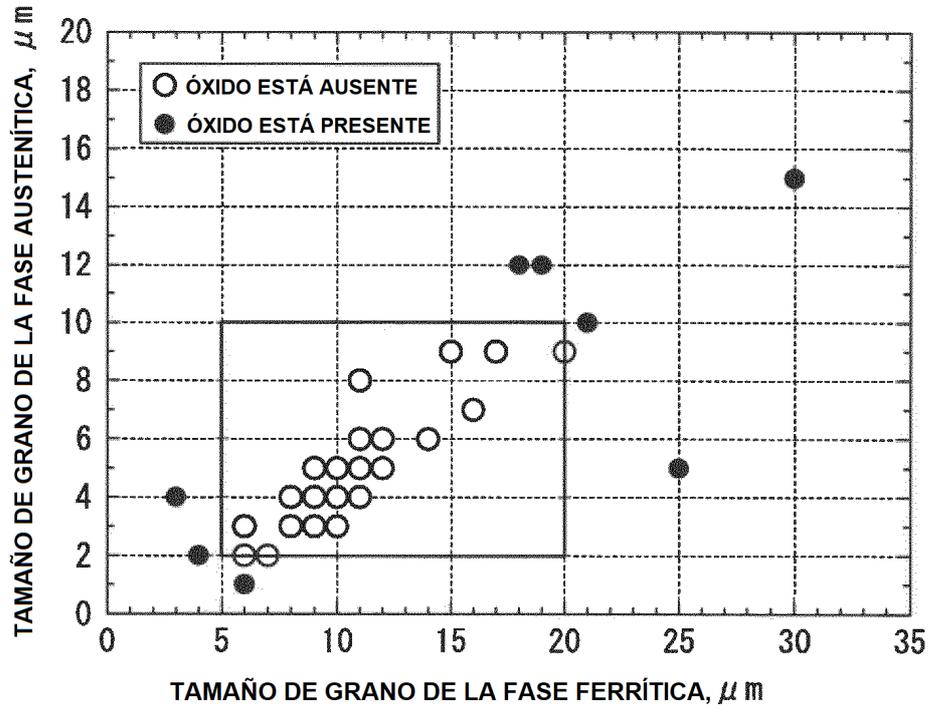


FIG. 2

