

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 730 099**

51 Int. Cl.:

**C22C 38/00** (2006.01)

**C21D 9/46** (2006.01)

**C22C 38/06** (2006.01)

**C22C 38/58** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.05.2010 PCT/JP2010/003610**

87 Fecha y número de publicación internacional: **02.12.2010 WO10137343**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.05.2010 E 10780303 (3)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **03.04.2019 EP 2436794**

54 Título: **Chapa de acero de alta resistencia con excelente resistencia a fragilización por hidrogeno**

30 Prioridad:

**29.05.2009 JP 2009130924**

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

**08.11.2019**

73 Titular/es:

**KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (50.0%)  
10-26 Wakinohama-cho 2-chome Chuo-ku Kobe-shi**

**Hyogo 651-8585, JP y  
VOESTALPINE STAHL GMBH (50.0%)**

72 Inventor/es:

**MUKAI, YOICHI;  
KASUYA, KOUJI;  
NAKAYA, MICHIHARU;  
TSUNEZAWA, MICHITAKA;  
YUSE, FUMIO;  
KINUGASA, JUNICHIRO;  
TRAIANT, SANDRA, DR. y  
PICHLER, ANDREAS**

74 Agente/Representante:

**ARPE FERNÁNDEZ, Manuel**

ES 2 730 099 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 de alta resistencia con excelente resistencia a fragilización por hidrogeno

## 5 ÁMBITO TÉCNICO

**[0001]** La presente invención se refiere a una chapa de acero de alta resistencia utilizable como chapa de acero para automóviles y aviones de transporte, y más específicamente a una chapa de acero que tiene una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor.

10

## TÉCNICA ANTERIOR

**[0002]** Para alcanzar una mayor economía de combustible en automóviles, aviones de transporte, etc., se desea reducir el peso en vacío de un automóvil o avión de transporte. Una técnica de utilización de una chapa de acero de alta resistencia y reducido espesor es efectiva para la reducción de peso. En particular, los automóviles están obligados a garantizar la seguridad en caso de colisión. Por ejemplo, se requieren componentes estructurales tales como un pilar, y componentes de refuerzo tales como un parachoques y una viga de impacto para aumentar aún más la resistencia de los mismos. Sin embargo, en general, a medida que aumenta la resistencia de una chapa de acero, la ductilidad se deteriora, lo que resultará en una mala maleabilidad. Por lo tanto, existe la necesidad de una chapa de acero capaz de satisfacer tanto una alta resistencia como una alta ductilidad.

20

**[0003]** Como una chapa de acero que tiene tanto alta resistencia como alta ductilidad, se ha mostrado un gran interés en una chapa de acero de tipo TRIP (Transformación Inducida por Plasticidad). Como uno de sus ejemplos, se conoce una chapa de acero TBF que comprende: ferrita bainítica como su fase principal; y austenita retenida (en lo sucesivo, a veces indicada como como "y retenida") (véase, por ejemplo, el siguiente documento n° 1 de patente). En la chapa de acero TBF, se obtiene una alta resistencia a partir de la ferrita bainítica dura, y se obtiene una excelente ductilidad a partir de la y retenida fina existente en los límites de la ferrita bainítica.

25

**[0004]** Por otra parte, también se requiere que una chapa de acero para utilización en automóviles y aviones de transporte sea resistente a la aparición de fracturas retardadas debido a fragilización por hidrógeno (en lo sucesivo, en ocasiones, "resistencia a fragilización por hidrógeno"). La fractura retardada es a un fenómeno en que el hidrógeno generado en un ambiente corrosivo o hidrógeno de la atmósfera se difunde en superficies defectuosas, como dislocaciones, agujeros y límites de grano, en la chapa de acero, para dañar las superficies defectuosas y causar deterioro en la ductilidad y rigidez de la chapa de acero, y por lo tanto la fractura ocurrirá bajo la condición de que la tensión estática que produce deformación plástica no se aplique a la chapa de acero.

30

**[0005]** Como técnica de como mejorar la resistencia a fragilización por hidrógeno de la chapa de acero TBF que comprende y retenida, se conocen los siguientes documentos de patente 1 a 5. Entre ellos, el documento de patente 1, describe una técnica para mejorar la resistencia a fragilización por hidrógeno de una chapa de acero delgada de alta resistencia que comprende una fase principal que consta de bainita y ferrita bainítica, y una segunda fase que consiste en austenita, siendo el resto ferrita y/o martensita, y tiene una resistencia a tracción de 800 MPa o mayor. Este documento incluye en una mencionada descripción que, para mejorar la resistencia a fragilización por hidrógeno, se ajustan la resistencia y la composición de la chapa de acero para controlar un depósito que sirve como un sitio de captura de hidrógeno, y la composición de la chapa de acero se ajusta para reducir una tasa de penetración de hidrógeno en la chapa de acero.

35

**[0006]** Los documentos de patente 2 a 5 describen técnicas que fueron propuestas previamente por el solicitante de la presente solicitud. Las estructuras metalográficas de las láminas de acero descritas en cada uno de estos documentos comprenden el 1% de superficie o más de y retenida, y el 80% de superficie o más de un monto de ferrita bainítica y martensita. Estos documentos incluyen una descripción en la que se menciona que la fase principal de la chapa de acero puede formarse con una estructura bifásica de ferrita bainítica y martensita para reducir orígenes de fractura intergranular, y formándose la y retenida en una configuración a modo de listón para aumentar la capacidad de captura de hidrogeno para permitir que el hidrógeno se vuelva inocuo para así mejorar la resistencia a fragilización por hidrógeno.

50

**[0007]** El documento EP 1 676 932 A1 describe una chapa de acero delgada de alta resistencia que presenta propiedades de alta resistencia a fragilización por hidrógeno en la que el propósito mencionado en ese documento es proporcionar una chapa de acero delgada de alta resistencia que tenga propiedades de alta resistencia a fragilización por hidrógeno. Con el fin de lograr el propósito anterior, una chapa de acero delgada de alta resistencia con altas propiedades de resistencia a fragilización por hidrógeno comprende:

55

austenita residual: el 1% o más de superficie en proporción a toda la estructura;

ferrita bainítica y martensita: el 80% o más en total; y

ferrita y martensita: el 80% o más en total; y

ferrita y perlita: el 9% o menor (puede ser el 0%) en total,

60

mientras que la ratio de eje medio (eje mayor/eje menor) de dichos granos residuales de austenita es 5 o mayor, y teniendo el acero resistencia a tracción de 1180 MPa o superior.

**[0008]** El documento japonés con número de publicación 01-272720, revela una chapa de acero de alta resistencia y ductilidad con estructura compuesta y que asegura una superior capacidad de soldadura por puntos mediante la especificación de los contenidos de C, Si, Mn, etc., y realizando correctamente el laminado en caliente, recocido continuo y enfriamiento. Un trozo de acero que consta del 0,12 al 0,30% de C, del 1,5 al 3,0% de Si, del 1,1 al 2,4% de Mn, del 0,01 al 0,1% Nb, < 0,005% S, del 0,01 al 0,06% sol. Al y el resto Fe con impurezas inevitables se lamina

65

en caliente a una temperatura de finalización del punto Ar<sub>3</sub> o superior. La chapa de acero resultante se bobina a ≤ 600° C, se laminó en frío y se sometió a un recocido continuo que incluye la retención en el rango bifásico de austenita-ferrita del punto Ac<sub>1</sub> + 30° C, el punto Ac<sub>3</sub> durante ≥ 4 min. Se enfrió lentamente a 500 a 800° C con una tasa de enfriamiento de 5 a 30° C/s, se enfrió rápidamente a 350 a 450° C a ≥ una tasa de enfriamiento de 70° C/s, manteniéndose a 350 a 450° C durante 1 a 5 min y se enfrió a temperatura ambiente con una tasa de enfriamiento ≥ 2° C/s. Se formó la estructura compuesta consistente en martensita, bainita, ferrita y austenita retenida.

**[0009]** El documento EP 1 676 933 A1 revela una chapa de acero delgada de alta resistencia con altas propiedades de resistencia a fragilización por hidrógeno y una alta maleabilidad. La chapa de acero delgada de alta resistencia con altas propiedades de resistencia a fragilización por hidrógeno tiene una estructura metalúrgica después del proceso de estirado por elongación del 3%, que consta de:

más del 1% de austenita residual;

el 80% o más en total de ferrita bainítica y martensita; y el 9% o menos (puede ser 0%) en total de ferrita y perlita en términos de proporción de superficie respecto de toda la estructura, en donde la relación de eje medio (eje mayor/eje menor) de los granos de austenita residual es 5 o mayor o

el 1% o más de austenita residual en términos de proporción o superficie a toda la estructura;

la longitud media del eje menor de los granos de austenita residual es 1 mm o menor;

la distancia mínima entre los granos de austenita residual es de 1 mm o menor; y

teniendo el acero una resistencia a tracción de 1180 MPa o superior.

**[0010]** Se requiere que la chapa de acero para automóviles y aviones de transporte satisfaga tanto alta resistencia como alta ductilidad, como se mencionó anteriormente. Particularmente en cuanto a resistencia, recientemente se ha requerido que satisfaga una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor. Sin embargo, si la resistencia a tracción aumenta hasta 1180 MPa o más, es muy probable que ocurra una fractura retardada debida a fragilización por hidrógeno. Por lo tanto, en los documentos de patente 2 a 4, el solicitante reveló y propuso una técnica destinada a una chapa de acero de alta resistencia con una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor y que está diseñada para mejorar la resistencia a fragilización por hidrógeno, y obtuvo un cierto nivel de efectividad. Sin embargo, existe la necesidad de mejorar aún más la resistencia a fragilización por hidrógeno.

#### LISTA DE DOCUMENTOS DE LA TÉCNICA ANTERIOR

##### [DOCUMENTOS DE PATENTE]

##### [0011]

Documento de patente 1: JP 2004-332099A

Documento de patente 2: JP 2006-207016A

Documento de patente 3: JP 2006-207017A

Documento de patente 4: JP 2006-207018A

Documento de patente 5: JP 2007-197819A

##### [DOCUMENTOS NO DE PATENTE]

##### [0012]

Documento de no patente 1: NISSHIN STEEL TECHNICAL REPORT, Vol. 43, December, 1980, pp. 1-10.

#### RESUMEN DE LA INVENCION

**[0013]** La presente invención se ha realizado con vistas a las circunstancias anteriores, y un objeto de la misma es proporcionar una chapa de acero de alta resistencia que tenga una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor al tiempo que garantiza una excelente resistencia a fragilización por hidrógeno. Otro objeto de la presente invención es proporcionar un procedimiento para fabricar dicha chapa de acero de alta resistencia.

**[0014]** De acuerdo con un aspecto de la presente invención, se proporciona una chapa de acero de alta resistencia que tiene una excelente resistencia a fragilización por hidrógeno, en la que la chapa de acero tiene una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor, y cumple las siguientes condiciones: con respecto a toda su estructura metalográfica, la bainita, la ferrita bainítica y la martensita templada representan el 85% de superficie o más del total; cantidades de austenita retenida el 1% de superficie o más; y cantidades de martensita nueva el 5% de superficie o menor (incluyendo 0% de superficie).

**[0015]** Según otro aspecto de la presente invención, se proporciona un procedimiento para fabricar una chapa de acero de alta resistencia que tiene una excelente resistencia a fragilización por hidrógeno. El procedimiento comprende: una etapa de templado para enfriar una chapa de acero que contiene, en términos de % en peso, C: del 0,15 al 0,25%, Si: del 1 al 2,5%, Mn: del 1,5 al 3%, P: el 0,015% o menos, S: el 0,01% o menos, Al: del 0,01 al 0,1%, N: el 0,01% o menos, y el resto de Fe e impurezas inevitables, y que tiene una temperatura igual o mayor que un punto Ac<sub>3</sub>, hasta una temperatura T1 que satisface la siguiente fórmula (1), con una tasa de enfriamiento media de 10° C/s o mayor; y una etapa de mantenimiento para mantener la chapa de acero templada en la etapa de templado, a una temperatura T2 que satisfaga la siguiente fórmula (2), durante 300 segundos o más.

Punto Ms - 250° C ≤ T1 ≤ Punto Ms --- (1)  
 Punto Ms - 120° C ≤ T2 ≤ Punto Ms + 30° C --- (2)

5 **[0016]** Estos y otros objetos, características y ventajas de la invención resultarán más claramente de la siguiente descripción detallada y dibujos

BREVE DEDCRIPCIÓN DE LOS DIBUJOS

10 **[0017]**

La figura 1 es una fotografía, sustitutiva de un dibujo, que representa una estructura metalográfica de una chapa de acero de la muestra nº 46 ilustrada en el ejemplo.

La figura 2 es una fotografía, sustitutiva de un dibujo, que representa una estructura metalográfica de una chapa de acero de la muestra nº 38 ilustrada en el ejemplo.

15 DESCRIPCION DE LAS REALIZACIONES

20 **[0018]** Los inventores se han dedicado a estudiar para mejorar la resistencia a fragilización por hidrógeno de una chapa de acero de alta resistencia que tenga una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor, orientada a una estructura metalográfica de la chapa de acero. Como resultado de ello, los inventores han alcanzado la presente invención basándose en los siguientes hallazgos, después de formarse una chapa de acero para tener una estructura metalográfica que comprende una fase principal consistente en una estructura mixta de bainita, ferrita bainítica y martensita templada, y austenita retenida como estructura distinta, para mejorar la ductilidad con la premisa de garantizar una resistencia de 1180 MPa o mayor:

25 (1) la resistencia a fragilización por hidrógeno se puede mejorar manteniendo la premisa de una alta resistencia de 1180 MPa o mayor, controlando adecuadamente la estructura metalográfica de la chapa de acero de alta resistencia, en particular, para reducir la martensita nueva al 5% de superficie o menor; y

30 (2) la martensita nueva se puede reducir al 5% de superficie o menos, controlando adecuadamente las condiciones de templado y las condiciones de mantenimiento después del templado para formar martensita nueva durante el templado y transformar la martensita en martensita templada por medio del templado para reducir martensita nueva a la nuevamente formada durante el mantenimiento. La presente invención se describirá ahora en detalle.

35 **[0019]** Para comenzar, se describirán los tipos de estructura metalográfica que caracterizan la chapa de acero de la presente invención. En la presente invención, el término "martensita nueva" significa un grano de cristal en el que no existe carburo a base de hierro que aparece en blanco, entre un gran número de granos de cristal que aparecen en gris cuando una superficie de chapa de acero grabada con nital se somete a observación metalográfica utilizando un microscopio electrónico de barrido. Por otra parte, un grano de cristal en el que existe un carburo a base de hierro es definido como "bainita, ferrita bainítica o martensita templada" y se distingue de la "martensita nueva". La "martensita nueva" en adelante se designará ocasionalmente como "F/M".

40 **[0020]** La forma para distinguir la "martensita nueva" y la "bainita, la ferrita bainítica o la martensita templada" en una fotografía SEM (microscopio electrónico de barrido) se describirá específicamente utilizando una fotografía sustitutiva de un dibujo.

45 **[0021]** La figura 1 es una fotografía, sustitutiva de un dibujo, que representa una estructura metalográfica de una chapa de acero de la muestra nº 46 ilustrada en el ejemplo descrito a continuación, mientras que la figura 2 es una fotografía, sustitutiva de un dibujo, que representa una estructura metalográfica de una chapa de acero de la muestra nº 38 ilustrada en el ejemplo. Cuando una superficie de chapa de acero grabada al Nital se somete a observación utilizando un microscopio electrónico de barrido, en cada fotografía se observa un agregado de granos de cristal gris. En la fotografía ilustrada en la figura 1, además de un grano de cristal que incluye un punto blanco o una línea blanca compuesta por una matriz lineal de puntos blancos unidos de manera continua, se observa un grano de cristal casi desprovisto del punto blanco o de la línea blanca. Por otro lado, en la fotografía ilustrada en la figura 2, se observa un gran número de granos de cristal, que incluyen el punto blanco o la línea blanca, pero no se observa un grano de cristal casi desprovisto del punto blanco o la línea blanca. Un resultado de la medición de la composición del punto blanco (o la línea blanca) mostró que se trata de un carburo a base de Fe.

50 **[0022]** Se verificó una diferencia entre un grano de cristal desprovisto del punto o de la línea blanca, y un grano de cristal que incluía el punto o la línea blanca. Como resultado, se comprobó que el grano de cristal sin el punto o la línea blanca es "martensita nueva" transformada de austenita (en esta descripción, el término "austenita" se denota ocasionalmente como "γ"), y el grano de cristal incluyendo el punto o la línea blanca es "bainita, ferrita bainítica o martensita templada" transformada a partir de austenita.

55 **[0023]** Cada una de entre bainita, ferrita bainítica y martensita templada se representa como un grano de cristal gris que incluye el punto o línea blanca, de modo que las tres fases no podrían distinguirse entre sí.

60 **[0024]** Una característica específica de la chapa de acero de acuerdo con la presente invención se describirá a continuación. La chapa de acero de la presente invención se caracteriza porque, con respecto al total de su estructura metalográfica, la bainita, la ferrita bainítica y la martensita templada representan el 85% o más de la superficie en total, como fase principal, y la cantidad de austenita retenida el 1% de superficie o más, como estructura diferente, en donde la martensita nueva se reduce al 5% de superficie o menos (incluido el 0% de superficie).

**[0025]** La fase principal consistente en bainita, ferrita bainítica y martensita templada hace posible mejorar la ductilidad, mientras que la austenita retenida hace posible mejorar aún más dicha ductilidad.

**[0026]** La principal característica de la chapa de acero de la presente invención es que la martensita nueva (F/M) se reduce al 5% de superficie o menos. La razón para establecer este rango se describirá en relación con un proceso de investigación.

**[0027]** Se ha conocido una técnica de mantenimiento de una chapa de acero después del templado a una temperatura dada para provocar la transformación de bainita para fabricar una chapa de acero de alta resistencia, en la que se considera que una forma eficaz de obtener una mayor resistencia es realizar la etapa de mantenimiento a una temperatura lo más baja posible. Por lo tanto, para obtener una mayor resistencia de una chapa de acero TBF, la fabricación se lleva a cabo a una temperatura de mantenimiento baja. Como resultado de ello, la resistencia a fragilización por hidrógeno se deterioró significativamente. A través de diversos estudios sobre el motivo de esto, se demostró que la F/M se forma en una chapa de acero fabricada a una baja temperatura de mantenimiento y que la resistencia a fragilización por hidrógeno es causada por la F/M. A medida que la temperatura de mantenimiento se establece en un valor más bajo, la velocidad de difusión de C se reduce, de modo que es menos probable que ocurra la transformación de bainita, y una fase de austenita que no se ha transformado durante el mantenimiento se transforma formando F/M, durante el transcurso del enfriamiento a temperatura ambiente después de completar el mantenimiento. Además, se evaluaron las respectivas resistencias a fragilización por hidrógeno de una chapa de acero formada con F/M y una chapa de acero formada sin F/M. Como resultado de ello, se demostró que la chapa de acero formada sin F/M mejora más respecto de la resistencia a fragilización por hidrógeno que la chapa de acero formada con F/M.

**[0028]** Por consiguiente, los inventores estudiaron una relación entre la cantidad de formación de F/M y la resistencia a fragilización por hidrógeno, en una chapa de acero de alta resistencia con una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor. Como resultado de ello, se demostró que, si la F/M se encuentra dentro del 5% de la superficie con respecto a toda la estructura metalográfica de la chapa de acero, la resistencia a fragilización por hidrógeno se vuelve excelente. La F/M representa preferiblemente el 2% de superficie o menos, lo más preferiblemente el 0% de superficie.

**[0029]** La fase principal de la chapa de acero de la presente invención es una estructura mixta de bainita, ferrita bainítica y martensita templada. La fase principal formada como tal estructura mixta hace posible mejorar la ductilidad mientras se mantiene la resistencia requerida.

**[0030]** Con respecto a la estructura metalográfica completa, la estructura mixta representa en total el 85% de la superficie o más, preferiblemente el 90% de la superficie o más. La bainita, la ferrita bainítica y la martensita templada no se pueden distinguir entre sí en una fotografía SEM. Por lo tanto, se definen por una cantidad total de la estructura mixta.

**[0031]** Además de la estructura mixta, la chapa de acero de la presente invención comprende austenita retenida (y retenida). La austenita retenida es una estructura necesaria particularmente para mejorar la ductilidad. La y retenida está presente entre los listones de bainita y entre los listones de ferrita bainítica.

**[0032]** Es necesario que, con respecto a la estructura metalográfica completa, la y retenida represente el 1% de superficie o más, preferiblemente el 4% de superficie o más. Un límite superior de la misma es, por ejemplo, alrededor del 13% de superficie.

**[0033]** La chapa de acero de la presente invención tiene una estructura metalográfica que comprende principalmente una fase principal que consta de bainita, ferrita bainítica y martensita templada, y y retenida, en donde la F/M se reduce al 5% de superficie o menos. La chapa de acero puede comprender adicionalmente otra estructura formada inevitablemente durante la fabricación, dentro de un intervalo en el que los efectos ventajosos de la chapa de acero no se deterioren. Por ejemplo, dicha otra estructura puede incluir ferrita y perlita. Por ejemplo, con respecto a toda la estructura metalográfica, dicha otra estructura representa preferiblemente un 10% de superficie o menos, más preferiblemente un 5% de superficie o menor.

**[0034]** El documento de patente 1 describe una chapa de acero delgada de alta resistencia que comprende una fase principal consistente en bainita y ferrita bainítica, y una segunda fase consistente en austenita, siendo el resto ferrita y/o martensita, y tiene una resistencia a tracción de 800 MPa o mayor. Sin embargo, un punto de división de martensita en martensita templada y la F/M y la reducción de una cantidad de F/M no se describe allí. La chapa de acero en la que la F/M se reduce al 5% de superficie o menos no se puede encontrar en las chapas de acero descritas específicamente en el ejemplo. En cuanto a la chapa de acero descrita en cada uno de los documentos de patente 2 a 5 por el solicitante de esta solicitud, su estructura metalográfica se superpone a la de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención, en la que la ferrita bainítica y la martensita representan en total el 80% de la superficie o más, y las cantidades de y retenida el 1% de superficie o más. Sin embargo, el punto de división de martensita en martensita templada y la F/M y la reducción de una cantidad de F/M no se describe en estos documentos.

**[0035]** Una composición de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención se describirá a continuación. La composición de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención se puede ajustar para permitir que una resistencia a tracción sea igual o superior a 1180 MPa a partir de una composición de aleación que normalmente consiste en una chapa de acero para automóviles y aviones de transporte. Por ejemplo, la composición puede satisfacer las siguientes condiciones: C: del 0,15 al 0,25%; Si: del 1 al 2,5%; Mn: del 1,5 al 3%; P: el 0,015% o menos (excepto el 0%); S: el 0,01% o menos (excepto el 0%); Al: el 0,01 a 0,1%; y N: el 0,01% o menos (excepto el 0%). Las razones para establecer los rangos anteriores son las siguientes.

**[0036]** El C (carbono) es un elemento que es útil para aumentar la resistencia de una chapa de acero. Además, el C es un elemento eficaz para la formación de y retenida. Con vistas a poner en evidencia las funciones anteriores, se

establece preferiblemente un contenido de C del 0,15% o más. El contenido de C se establece más preferiblemente en el 0,17% o más, aún más preferiblemente el 0,19% o más. Sin embargo, si existe un contenido excesivo de C, la soldabilidad y la resistencia a la corrosión se deteriorarán. Por lo tanto, el contenido de C se establece preferiblemente en el 0,25% o menor. Más preferiblemente, el contenido de C se establece en el 0,23% o menor.

5 **[0037]** El Si (silicio) es un elemento que contribuye a un aumento en la resistencia del acero, como un elemento de refuerzo de solución sólida. Además, El Si es un elemento capaz de reducir la formación de carburo para funcionar efectivamente para formar y retenida. Con vistas a llevar a cabo las funciones anteriores, se establece preferiblemente un contenido de Si del 1% o mayor. El contenido de Si se establece más preferiblemente en el 1,2%  
10 o mayor, aún más preferiblemente en el 1,4% o más. Sin embargo, si el Si está contenido en exceso, durante la laminación en caliente, se formará una costra significativa para producir un vestigio de costra en la superficie de una chapa de acero, de modo que la textura de la superficie probablemente empeorará. Además, es probable que el rendimiento de decapado empeore. Por lo tanto, el contenido de Si se establece preferiblemente en el 2,5% o menor. Más preferiblemente el contenido de Si se establece en el 2,3% o menos, aún más preferiblemente en el 2% o menor.

15 **[0038]** El Mn (manganeso) es un elemento capaz de mejorar la capacidad de templado para contribuir a un aumento de la resistencia de una chapa de acero. Además, el Mn es un elemento eficaz para estabilizar la austenita para formar y retenida. Con vistas a llevar a cabo las funciones anteriores, se establece preferiblemente un contenido de Mn del 1,5% o mayor. El contenido de Mn se establece más preferiblemente en el 1,7% o mayor, aún más preferiblemente en el 2% o mayor. Sin embargo, si el contenido de Mn es excesivo, se producirá una segregación, por lo que es probable que la maleabilidad se deteriore. Por lo tanto, el contenido de Mn se establece preferiblemente en el 3% o menos. El contenido de Mn se establece más preferiblemente en el 2,8% o menos, aún más preferiblemente en el 2,6% o menos.

20 **[0039]** El P (fósforo) es un elemento que está inevitablemente contenido y apto para promover la fragilización intergranular a través de la segregación en los límites de los granos. Por lo tanto, el contenido de P se establece preferiblemente en el 0,015% o menor. Se recomienda reducir el contenido de P tanto como sea posible. El contenido de P se establece más preferiblemente en el 0,013% o menor, aún más preferiblemente a 0,01% o menor.

25 **[0040]** El S (azufre) es un elemento que está inevitablemente contenido como sucede con el P, y apto para promover una chapa de acero para absorber hidrógeno en un ambiente corrosivo. Por lo tanto, el contenido de S se establece preferiblemente en 0,01% o menor. Es deseable minimizar el contenido de S. Específicamente, se establece más preferiblemente en el 0,008% o menor, aún más preferiblemente en el 0,005% o menor.

30 **[0041]** El Al (aluminio) es un elemento que funciona como un agente desoxidante. Con vistas a llevar a cabo tal función, el contenido de Al se establece preferiblemente en el 0,01% o mayor. El contenido de Al se establece más preferiblemente en el 0,02% o más, aún más preferiblemente en el 0,03% o mayor. Sin embargo, si el contenido de Al es excesivo, se formará una gran cantidad de inclusiones tal como alúmina en una chapa de acero, por lo que es probable que la maleabilidad se deteriore. Por lo tanto, el contenido de Al se establece preferiblemente en el 0,1% o menor. El contenido de Al se establece más preferiblemente en el 0,08% o menor, aún más preferiblemente en el 0,05% o menor.

35 **[0042]** El N (nitrógeno) es un elemento que está inevitablemente contenido. Si el contenido de N es excesivo, se formará un nitruro, lo que causará un deterioro de la maleabilidad. Particularmente, en los casos en que el B (boro) esté contenido en acero, el N se combina con el B para formar un precipitado de BN, lo que dificulta la función de mejora de la capacidad de templado de B. Por lo tanto, el contenido de N se establece preferiblemente en el 0,01% o menor. El contenido de N se establece más preferiblemente en el 0,008% o menor, aún más preferiblemente en el 0,005% o menor.

40 **[0043]** La chapa de acero de la presente invención satisface la condición de composición anterior, y el resto es hierro e impurezas inevitables.

**[0044]** Como elemento distinto, la chapa de acero de la presente invención puede contener:

(A) Cr: el 1% o menor (excepto 0%) y/o Mo: el 1% o menor (excepto 0%);

(B) B: el 0,005% o menor (excepto el 0%);

(C) Cu: el 0,5% o menor (excepto 0%) y/o Ni: el 0,5% o menor (excepto 0%);

50 (D) Nb: el 0,1% o menos (excepto 0%) y/o Ti: el 0,1% o menor (excepto 0%); y/o

(E) uno o más seleccionados de entre el grupo que consta de Ca: el 0,005% o menor (excepto el 0%), Mg: el 0,005% o menor (excepto el 0%) y REM: 0,01% o menor (excepto el 0%).

**[0045]** Los motivos para establecer los intervalos anteriores son los siguientes.

55 (A) el Cr (cromo) y el Mo (molibdeno) son elementos capaces de mejorar la capacidad de templado con función de aumentar la resistencia de una chapa de acero. Se pueden usar de forma independiente o de manera combinada.

**[0046]** El Cr es un elemento que tiene por función aumentar la resistencia al ablandamiento del templado y la función de suprimir la reducción de la resistencia durante el templado de la F/M, de modo que funcione de manera efectiva para obtener una mayor resistencia de una chapa de acero. Además, el Cr es un elemento capaz de evitar que el hidrógeno penetre en una chapa de acero, y contribuye a mejorar la resistencia a fragilización por hidrógeno debido a que un precipitado que contiene Cr sirve como un sitio de atrapamiento de hidrógeno. Con vistas a poner en evidencia las funciones anteriores, un contenido de Cr se establece preferiblemente en el 0,01% o más. El contenido de Cr se fija más preferiblemente en el 0,1% o más, aún más preferiblemente en el 0,3% o más. Sin embargo, si el contenido de Cr es excesivo, la ductilidad y la maleabilidad se deteriorarán. Por lo tanto, el contenido de Cr se establece preferiblemente en el 1% o menos. El contenido de Cr se fija más preferiblemente en el 0,9% o menos, aún más preferiblemente en el 0,8% o menos.

**[0047]** Por otra parte, el Mo es un elemento capaz de estabilizar la austenita para funcionar eficazmente para formar una  $\gamma$  retenida. Además, el Mo tiene la función de evitar que el hidrógeno penetre en una chapa de acero para mejorar la resistencia a fragilización por hidrógeno. Con vistas a llevar a cabo las funciones anteriores, se establece preferiblemente un contenido de Mo del 0,01% o mayor. El contenido de Mo se fija más preferiblemente en el 0,05% o más, aún más preferiblemente en el 0,1% o mayor. Sin embargo, si el contenido de Mo es excesivo, la maleabilidad se deteriorará. Por lo tanto, el contenido de Mo se establece preferiblemente en el 1% o menos. El contenido de Mo se fija más preferiblemente en el 0,7% o menos, aún más preferiblemente en el 0,5% o menos.

**[0048]** En los casos en los que se usan de manera combinada Cr y Mo, el contenido total de Cr y Mo se establece preferiblemente en el 1,5% o menos.

(B) El B (boro) es un elemento capaz de mejorar la capacidad de templado para funcionar de manera efectiva para aumentar la resistencia de una chapa de acero. Con vistas a llevar a cabo la función, un contenido de B se establece preferiblemente en el 0,0002% o mayor. El contenido de B se establece más preferiblemente en el 0,0005% o mayor, aún más preferiblemente en el 0,001% o mayor. Sin embargo, si el contenido de B es excesivo, la maleabilidad en caliente se deteriorará. Por lo tanto, el contenido de B se establece preferiblemente en el 0,005% o menor. El contenido de B se establece más preferiblemente en el 0,003% o menor, aún más preferiblemente en el 0,0025% o menor.

(C) el Cu (cobre) y el Ni (níquel) son elementos capaces de suprimir la generación de hidrógeno que produce fragilización por hidrógeno, y evitan que el hidrógeno generado penetre en una chapa de acero, de modo que tienen por función mejorar la resistencia a fragilización por hidrógeno. En otras palabras, el Cu y el Ni son elementos que pueden mejorar la resistencia a corrosión de una chapa de acero y evitar la generación de hidrógeno debido a corrosión de una chapa de acero. Además, estos elementos tienen como función promover la formación de  $\alpha$ -FeOOH, como con Ti descritas a continuación. A partir de promover la formación de  $\alpha$ -FeOOH, es posible evitar que el hidrógeno generado penetre en una chapa de acero, de modo que la resistencia a fragilización por hidrógeno se puede mejorar incluso en un entorno corrosivo severo. Con vistas a poner en evidencia las funciones anteriores, se establece preferiblemente un contenido de Cu o Ni del 0,01% o mayor, más preferiblemente del 0,05% o mayor, aún más preferiblemente del 0,1% o mayor. Sin embargo, si el contenido en Cu o Ni es excesivo, la maleabilidad se deteriorará. Por lo tanto, el contenido de Cu o Ni se establece preferiblemente en el 0,5% o menor, más preferiblemente en el 0,4% o menor, aún más preferiblemente en el 0,3% o menos. Uno u otro del Cu y Ni puede agregarse individualmente para realzar las funciones anteriores. Para facilitar el desarrollo de las funciones, es preferible usar Cu y Ni de manera combinada.

(D) El Nb (niobio) y el Ti (titanio) son elementos que tienen por función hacer que los granos de cristal sean más pequeños para así aumentar la resistencia y la rigidez de una chapa de acero. Se pueden usar de forma independiente o se pueden usar de manera combinada.

**[0049]** Con vistas a llevar a cabo la función del Nb, se establece preferiblemente un contenido de Nb del 0,005% o mayor. El contenido de Nb se establece más preferiblemente en el 0,01% o más, aún más preferiblemente en el 0,03% o mayor. Sin embargo, si el contenido de Nb es excesivo, el efecto ventajoso se saturará y se formará una gran cantidad de precipitado de Nb, lo que causa un deterioro en la maleabilidad. Por lo tanto, el contenido de Nb se establece preferiblemente en el 0,1% o menos. El contenido de Nb se fija más preferiblemente en el 0,9% o menos, aún más preferiblemente en el 0,08% o menos.

**[0050]** Por otra parte, el Ti es un elemento que tiene como función promover la formación de un óxido de hierro ( $\alpha$ -FeOOH) que se considera termodinámicamente estable y que además de la función anterior, tiene una función protectora, entre otras contra oxidaciones que se forman a la intemperie. A partir de la promoción de formación de  $\alpha$ -FeOOH, es posible evitar que el hidrógeno penetre en una chapa de acero, de modo que la resistencia a fragilización por hidrógeno se puede mejorar suficientemente incluso en un entorno corrosivo severo. Además, la formación de  $\alpha$ -FeOOH hace posible suprimir la formación de  $\beta$ -FeOOH que, de lo contrario, se formaría particularmente en un entorno de cloruro para causar un efecto negativo en la resistencia a corrosión (y por lo tanto la resistencia a fragilización por hidrógeno), de modo que la resistencia a fragilización por hidrógeno es mejorada adicionalmente. Además, el Ti es un elemento que tiene por función formar TiN para fijar el N en acero a fin de realzar efectivamente el efecto de mejora de la capacidad de enfriamiento de la adición de B. Con vistas a realzar las funciones anteriores, el contenido de Ti se establece preferiblemente al 0,005% o más. El contenido de Ti se establece más preferiblemente a 0,01% o más, aún más preferiblemente a 0,03% o más. Sin embargo, si el Ti está excesivamente contenido, se precipitará una gran cantidad de carbonitruro, lo que probablemente cause un deterioro en la maleabilidad y la resistencia a fragilización por hidrógeno. Por lo tanto, el contenido de Ti se establece preferiblemente en 0,1% o menos. El contenido de Ti se establece más preferiblemente en el 0,09% o menos, aún más preferiblemente en el 0,08% o menos.

**[0051]** En los casos en los que se usan Nb y Ti de manera combinada, el contenido total de Nb y Ti se establece preferiblemente en el 0,15% o menor.

**[0052]** (E) El Ca (calcio), el Mg (magnesio) y los REM (metales de tierras raras) son elementos capaces de evitar el aumento de la concentración de iones de hidrógeno en la atmósfera en contacto con la superficie debido a la corrosión de una superficie de una chapa de acero y suprimir una disminución del pH en las inmediaciones de la superficie de la chapa de acero para mejorar la resistencia a corrosión de dicha chapa de acero. Además, estos elementos tienen por función la esferoidización de un sulfuro en acero para mejorar la maleabilidad. Con vistas a poner en evidencia las funciones anteriores, se establece preferiblemente un contenido de Ca, Mg o REM del 0,0005% o mayor, más preferiblemente del 0,001% o mayor, aún más preferiblemente del 0,003% o mayor. Sin embargo, si el contenido de Ca, Mg o REM es excesivo, la maleabilidad se deteriorará. Por lo tanto, el contenido de Ca o Mg se establece preferiblemente en el 0,005% o menor. El contenido de REM se establece preferiblemente en

el 0,01% o menor, más preferiblemente en el 0,008% o menor. Uno de entre Ca, Mg y REM puede estar contenido individualmente. De manera alternativa, dos de ellos seleccionados arbitrariamente pueden estar contenidos, o incluso estos tres elementos pueden estar contenidos.

5 **[0053]** En la presente invención, los REM (metales de tierras raras) significan elementos que incluyen lantanoides (15 tipos de elementos desde el La al Ln), Sc (escandio) e Y (itrio). Entre estos elementos, es preferible contener al menos un elemento seleccionado del grupo consistente en La, Ce e Y, y es más preferible contener La y/o Ce.

**[0054]** La chapa de acero de la presente invención contiene los elementos anteriores, y puede contener adicionalmente cualquier otro elemento (tal como Pb, Bi, Sb y/o Sn) dentro de un rango en el que los efectos ventajosos de la presente invención no se echen a perder.

10 **[0055]** Un procedimiento para fabricar la chapa de acero de la presente invención se describirá a continuación. Como se describió anteriormente, se puede usar una técnica para mantener una chapa de acero a una temperatura baja después del templado para producir una chapa de acero de alta resistencia, y se puede usar una técnica para aumentar el tiempo de mantenimiento para completar la transformación de bainita durante un mantenimiento a baja temperatura para suprimir la formación de F/M. Sin embargo, como requisito previo para aumentar el tiempo de mantenimiento, es necesario ampliar la instalación, lo que conlleva un aumento del costo de dicha instalación. Además, si aumenta el tiempo de mantenimiento, la productividad emporará.

15 **[0056]** Como resultado de los estudios, los inventores han encontrado que una estructura metalográfica de una chapa de acero puede controlarse adecuadamente mientras se suprime la formación de E/M, al: someter el acero a satisfacer la condición de composición mencionada anteriormente para laminación en caliente de manera convencional y para laminado en frío según necesidades; calentar la chapa de acero laminada hasta una temperatura igual o superior a un punto  $Ac_3$ ; enfriar la chapa de acero calentada hasta una temperatura T1 que satisfaga la siguiente fórmula (1), con una tasa de enfriamiento media de  $10^\circ C/s$  o mayor para templar la chapa de acero (proceso de templado); y mantener la chapa de acero enfriada a una temperatura T2 que cumpla con la siguiente fórmula (2), durante 300 segundos o más (proceso de mantenimiento). En la siguiente descripción, el tiempo de mantenimiento a la temperatura T2 se indicará ocasionalmente como "t3".

$$(Punto Ms - 250^\circ C) \leq T1 \leq Punto Ms \quad \text{--- (1)}$$

$$(Punto Ms - 120^\circ C) \leq T2 \leq Punto Ms + 30^\circ C \quad \text{--- (2)}$$

30 **[0057]** Específicamente, una chapa de acero se calienta hasta una temperatura igual o mayor que el punto  $Ac_3$  para formar una estructura metalográfica de la misma en austenita monofásica. Luego, la chapa de acero calentada se temple de tal manera que es sobre-enfriada hasta alcanzar una temperatura T1 que satisface la fórmula (1), con una tasa de enfriamiento media de  $10^\circ C/s$  o mayor, de modo que se reduce una transformación de austenita a ferrita para permitir que la estructura metalográfica de la chapa de acero se forme como una estructura mixta de austenita y F/M.

35 **[0058]** Luego, la chapa de acero que tiene la estructura mixta se mantiene a una temperatura T2 que satisface la fórmula (2), para permitir que la austenita de la estructura mixta se transforme en bainita (o ferrita bainítica). Durante el mantenimiento, se completa la transformación bainítica de la austenita sobre-enfriada. Esto hace posible evitar la formación de F/M durante el enfriamiento a temperatura ambiente después del mantenimiento. Además, durante el mantenimiento, la F/M se puede transformar en martensita templada. El proceso de mantenimiento a la temperatura T2 debe continuar durante 300 segundos o más. Debido a que el tiempo de mantenimiento es necesario para completar la transformación de bainita y para aumentar la concentración de carbono en austenita a partir de la difusión de carbono producida por la transformación de bainita, para así permitir que se forme una y retenida estable incluso a temperatura ambiente.

45 **[0059]** En el proceso de mantenimiento (etapa de mantenimiento) de la presente invención, una parte de la austenita se transforma en F/M. Sin embargo, basándose en una combinación de sobre-enfriamiento a la temperatura T1 y el mantenimiento a la temperatura T2 durante un tiempo prolongado, la cantidad de formación de F/M se reduce al 5% de superficie o menos. Específicamente, durante el templado, la chapa de acero calentada se sobre-enfría a una temperatura T1 que varía de (punto Ms -  $250^\circ C$ ) a punto Ms, de modo que una parte de la  $\gamma$  se transforma en F/M. Por lo tanto, una cantidad de  $\gamma$  (una relación superficial de austenita existente en la chapa de acero en la estructura metalográfica completa de la misma) al inicio del proceso de mantenimiento se puede reducir a una cantidad de  $\gamma$  formada cuando la chapa de acero se calienta hasta el punto  $Ac_3$  o más allá. Por lo tanto, aunque una parte de  $\gamma$  se transforma en F/M durante el proceso de mantenimiento de la presente invención, una cantidad de  $\gamma$  antes de la transformación es originalmente pequeña, de modo que puede reducirse una cantidad de formación de F/M.

50 **[0060]** Si el templado se realiza bajo la condición de que una temperatura al final de enfriamiento de la chapa de acero calentada hasta el punto  $Ac_3$  o más allá se establezca en un valor mayor que el punto Ms, y luego la chapa de acero templada se enfría a baja temperatura, la estructura metalográfica durante el templado se forma como una  $\gamma$  de fase única. Por lo tanto, durante el proceso de mantenimiento, la bainita (o ferrita bainítica) y la F/M se formarán a partir de la  $\gamma$  monofásica. Por lo tanto, la cantidad de F/M que se incluirá en una chapa de acero finalmente obtenida aumentará a un valor mayor al 5% de superficie.

60 **[0061]** Los detalles de las condiciones de fabricación se describirán a continuación. En la presente invención, una chapa de acero se calienta hasta el punto  $Ac_3$  o más. En los casos en que la temperatura de calentamiento está por debajo del punto  $Ac_3$ , incluso si una estructura bifásica de ferrita y austenita se somete a enfriamiento y mantenimiento, una cantidad de  $\gamma$  al inicio del proceso de mantenimiento se vuelve excesivamente pequeña, por lo que una cantidad total de bainita, ferrita bainítica y martensita templada a estar contenida en una chapa de acero finalmente obtenida no pueden garantizarse, lo que da como resultado una falta de resistencia. Además, si la

cantidad de  $\gamma$  al inicio del proceso de mantenimiento es excesivamente pequeña, es probable que la  $\gamma$  desaparezca durante el proceso de mantenimiento, lo que no causa la formación de  $\gamma$  retenida y el deterioro de la ductilidad de la chapa de acero. Por lo tanto, la temperatura de calentamiento se establece en el punto  $Ac_3$  o mayor. Un límite superior de la temperatura de calentamiento se puede establecer en aproximadamente 950° C.

**[0062]** Una tasa de enfriamiento media desde una temperatura igual o mayor al punto  $Ac_3$  a hasta una temperatura  $T_1$  que satisfaga la fórmula (1) se establece en 10° C/s o mayor. Si la tasa de enfriamiento promedio es inferior a 10° C/s, se forman ferrita y perlita a partir de la austenita, por lo que no se puede garantizar una resistencia de 1180 MPa o mayor. La tasa de enfriamiento media se establece preferiblemente en 15° C/s o mayor, más preferiblemente a 20° C/s o mayor. Por ejemplo, un límite superior de la tasa de enfriamiento media se establece en aproximadamente 50° C/s.

**[0063]** Una temperatura  $T_1$  justo después del templado desde una temperatura igual o mayor al punto  $Ac_3$  se ajusta en un rango de (punto Ms - 250° C) a punto Ms. Si la temperatura final de enfriamiento  $T_1$  es mayor que el punto Ms, se formarían ferrita bainítica y bainita a partir de la austenita a alta temperatura, de modo que la densidad de dislocación será relativamente baja. Además, al final del enfriamiento casi no se forma F/M, por lo que casi no existirá martensita templada en una estructura metalográfica final. Esto provoca una falta de resistencia de una chapa de acero. Por lo tanto, un límite superior de la temperatura  $T_1$  se establece en el punto Ms. Preferiblemente, el límite superior de la temperatura  $T_1$  se establece en (punto Ms - 20° C). Por otro lado, si la temperatura  $T_1$  justo después del templado desde una temperatura igual o superior a la del punto  $Ac_3$  está por debajo (punto Ms - 250° C), se formará una gran cantidad de F/M a partir de  $\gamma$  durante el templado, y por lo tanto una cantidad de  $\gamma$  será relativamente reducida. Si una cantidad de  $\gamma$  es excesivamente pequeña, la  $\gamma$  desaparecerá durante el proceso de mantenimiento, lo que impide la formación de  $\gamma$  retenida, lo que dará como resultado un deterioro de la ductilidad. Por lo tanto, un límite inferior de la temperatura  $T_1$  se establece en (punto Ms - 250° C). Preferiblemente, el límite inferior de la temperatura  $T_1$  se establece en (punto Ms - 200° C).

**[0064]** Después de enfriarse a la temperatura  $T_1$ , la chapa de acero se mantiene a una temperatura  $T_2$  que varía desde (punto Ms - 120° C) hasta (punto Ms + 30° C), durante 300 segundos o más. Si la temperatura de mantenimiento  $T_2$  es mayor que (punto Ms + 30° C), el grano de cristal de bainita aumentará y el carburo precipitado en una chapa de acero aumentará. Esto produce un deterioro en la resistencia, por lo que no se puede garantizar una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor. Por lo tanto, se establece en (punto Ms + 30° C) un límite superior de la temperatura  $T_2$ . Preferiblemente, el límite superior de la temperatura  $T_2$  se establece en (punto Ms + 20° C). Por otro lado, si la temperatura de mantenimiento  $T_2$  está por debajo (punto Ms - 120° C), el progreso de la transformación bainítica se hará más lento. Por lo tanto, la austenita existente en un estado sin transformar durante el templado permanece en una chapa de acero producida como F/M formada durante el proceso de mantenimiento, de modo que la resistencia a fragilización por hidrógeno se deteriora. Por lo tanto, se establece en (punto Ms - 120° C) un límite inferior de la temperatura  $T_2$ . Preferiblemente, el límite inferior de la temperatura  $T_2$  se establece en (punto Ms - 110° C).

**[0065]** Cuando una chapa de acero se mantiene a la temperatura  $T_2$ , la temperatura puede mantenerse constante en un rango de (punto Ms - 120° C) y (punto Ms + 30° C), o puede variarse dentro de dicho rango. El rango de la temperatura  $T_1$  se superpone parcialmente al rango de la temperatura  $T_2$ . Esto significa que la temperatura final de enfriamiento  $T_1$  puede ser idéntica a la temperatura de mantenimiento  $T_2$ . Específicamente, en los casos en que la temperatura final de enfriamiento  $T_1$  se encuentre en un rango de (punto Ms - 120° C) al punto Ms, la temperatura  $T_2$  se establece en un valor idéntico a la temperatura  $T_1$ , y se mantiene a la temperatura  $T_1$ . Alternativamente, dentro del rango de (punto Ms - 120° C) a (punto Ms + 30° C), la temperatura  $T_2$  puede ajustarse bien a un valor mayor que la temperatura final de enfriamiento  $T_1$ , o bien puede configurarse a un valor menor que la temperatura final de enfriamiento  $T_1$ .

**[0066]** Si el tiempo de mantenimiento  $t_3$  a la temperatura  $T_2$  es inferior a 300 segundos, el progreso de la transformación bainítica será insuficiente. Por lo tanto, la concentración de carbono en la austenita que permanece en un estado sin transformar durante el templado no se promueve suficientemente. Por lo tanto, incluso si la chapa de acero se mantiene a la temperatura  $T_2$  y luego se enfría a temperatura ambiente, la F/M permanecerá en la chapa de acero del producto. En consecuencia, una cantidad de F/M a estar contenida en una chapa de acero obtenida finalmente no se puede reducir al 5% de superficie o menos, por lo que resulta imposible mejorar la resistencia a fragilización por hidrógeno. Por lo tanto, el tiempo de mantenimiento  $t_3$  se establece en 300 segundos o mayor. El tiempo de mantenimiento  $t_3$  se establece preferiblemente en 500 segundos o mayor, más preferiblemente en 700 segundos o más.

**[0067]** Un límite superior del tiempo de mantenimiento no está particularmente limitado. Sin embargo, si el tiempo de mantenimiento aumenta excesivamente, es probable que la productividad se deteriore y que la  $\gamma$  retenida no pueda formarse debido a la precipitación de una solución sólida de carbono en forma de carburo, que produce un deterioro de la ductilidad, lo que resulta en una mala maleabilidad. Por lo tanto, es deseable que el límite superior del tiempo de mantenimiento se establezca en unos 1500 segundos.

**[0068]** El punto  $Ac_3$  y el punto Ms pueden calcularse a partir de las siguientes fórmulas (a) y (b) que se describen en "The Physical Metallurgy of Steels, William C. Leslie" (MARUZEN Co. Ltd., 31 de mayo de 1985), página 273). En la fórmula (a), [ ] indica un contenido (% en peso) de cada elemento, en donde, cuando un elemento no está incluido en una chapa de acero, se puede realizar un cálculo asignando como contenido del elemento el 0% en peso.

$$Ac_3 (^{\circ}C) = 910 - 203 \times [C]^{1/2} - 15,2 \times [Ni] + 44,7 \times [Si] + 31,5 \times [Mo] - 30 \times [Mn] + 11 \times [Cr] + 20 \times [Cu] - 700 \times [P] - 400 \times [Al] - 400 \times [Ti]$$

---(a)

$$M_s (^{\circ} C) = 561 - 474 \times [C] - 33 \times [Mn] - 17 \times [Cr] - 21 \times [Mo]$$

--- (b)

**[0069]** La técnica de la presente invención se aplica adecuadamente, particularmente, a una chapa de acero delgada que tiene un espesor de chapa de 3 mm o menor.

5 **[0070]** La chapa de acero de la presente invención obtenida de la manera anterior se puede usar adecuadamente como materia prima de un componente que requiere alta resistencia, por ejemplo, un riel de asiento, un componente de carrocería tal como un pilar o un elemento de refuerzo, o un componente de refuerzo, como un parachoques o una viga de impacto.

10 **[0071]** Aunque la presente invención se describirá más específicamente a continuación basándose en ejemplos, se entiende que los ejemplos no pretenden limitar la presente invención, sino que pueden ejecutarse mientras se cambian o modifican de manera apropiada dentro de un intervalo compatible con lo mencionado anteriormente y los puntos mencionados a continuación. Por lo tanto, dichos cambios y modificaciones deben interpretarse como incluidos en el alcance de la presente invención que se define a continuación.

## 15 EJEMPLOS

**[0072]** El acero con cada composición ilustrada en las siguientes tablas 1 y 2 (el resto es Fe e impurezas inevitables) se fundió al vacío para producir una porción de prueba. Los puntos  $A_{c3}$  y  $M_s$  se calcularon en función de cada composición ilustrada en las tablas 1 y 2 y las fórmulas (a) y (b). El resultado se ilustra en las siguientes tablas 3 y 4. En las tablas 3 y 4, se ilustran conjuntamente los valores respectivos de (punto  $M_s - 250^{\circ} C$ ), (punto  $M_s + 30^{\circ} C$ ) y (punto  $M_s - 120^{\circ} C$ ).

**[0073]** La porción de prueba obtenida se sometió a laminación en caliente y luego a laminación en frío. Posteriormente, la porción laminada se sometió a recocido continuo para obtener una chapa de acero (muestra). Las condiciones específicas de cada proceso son las siguientes.

25 **[0074]** Después de que la porción de prueba se mantuvo a  $1250^{\circ} C$  durante 30 minutos, dicha porción de prueba se sometió a laminación en caliente de tal manera que la temperatura de laminación de finalización llegó a  $850^{\circ} C$ . Luego, la porción laminada se enfrió desde la temperatura de laminación de finalización hasta una temperatura de bobinado de  $650^{\circ} C$  con una tasa de enfriamiento promedio de  $40^{\circ} C/s$ . Después de bobinar la placa enfriada, la placa enrollada se mantuvo a la temperatura de bobinado ( $650^{\circ} C$ ) durante 30 minutos y luego se enfrió a la intemperie a temperatura ambiente para obtener una chapa de acero laminada en caliente con un espesor de chapa de 2,4 mm. La chapa de acero laminada en caliente obtenida se sometió a decapado para eliminar una costra superficial, y luego se sometió a laminación en frío para una reducción en frío del 50% para obtener una chapa de acero laminada en frío con un espesor de chapa de 1,2 mm. La chapa de acero laminada en frío obtenida se calentó a cada temperatura de calentamiento ( $^{\circ} C$ ) ilustrada en las tablas 3 y 4, y luego se templó de tal manera que se enfrió a cada temperatura  $T1 (^{\circ} C)$  para cada tasa de enfriamiento media ilustradas en las tablas 3 y 4. A continuación, la placa enfriada se sometió a un recocido continuo en el que dicha placa se mantuvo a cada temperatura constante  $T2 (^{\circ} C)$  por cada tiempo de mantenimiento  $t3$  (segundos) ilustrado en las tablas 3 y 4, Para obtener una chapa de acero (muestra).

40 **[0075]** Luego, se verificó la estructura metalográfica y las características mecánicas de la muestra obtenida de la siguiente manera. Además, cuando se comprueba que una muestra específica tiene una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor como resultado del control de las características mecánicas de cada muestra, la resistencia a fragilización por hidrógeno de la muestra específica se verificó de la siguiente manera.

Observación de estructuras metalográficas.

45 **[0076]** Cada muestra se cortó en una posición de 1/4 del espesor de la lámina a lo largo de una dirección paralela a una dirección de laminación para formar una superficie cortada. La superficie cortada se sometió a amolado y pulido electrolítico adicional, y se sometió a grabado químico. Se comprobó la estructura metalográfica de la muestra observando la superficie grabada con un microscopio electrónico de barrido (SEM).

50 **[0077]** El pulido electrolítico se realizó durante 15 segundos en un proceso húmedo utilizando una solución "Struers A2 (nombre comercial)" producido por Struers Inc. El grabado químico se llevó a cabo poniendo la superficie cortada en contacto con una solución "Struers A2 (nombre comercial)" fabricado por Struers Inc., durante 1 segundo.

55 **[0078]** Una fotografía de una estructura metalográfica tomada por el SEM se sometió a análisis de imagen para medir cada una de una relación superficial de una fase principal (bainita, ferrita bainítica y martensita templada) y una relación superficial de martensita nueva (F/ M). El aumento de la observación se estableció en  $\times 4000$ , y el campo de visión de la observación se estableció en aproximadamente  $50 \mu m \times 50 \mu m$ .

60 **[0079]** La fase principal y la F/M se diferenciaron entre sí en función de si existe carburo a base de Fe dentro de un grano de cristal. Específicamente, en el análisis de la imagen de la fotografía SEM un grano de cristal en el que se observó un punto blanco (o una línea blanca compuesta por una matriz lineal de puntos blancos unidos continuamente), se determinó que era bainita, ferrita bainítica o martensita templada, mientras que un grano de cristal en el que no se observó ningún punto blanco (o ninguna línea blanca) en el análisis de la imagen de la fotografía SEM, se determinó que era F/M. Luego, se midió una relación superficial de cada estructura. Se analizó una composición del punto blanco (o línea blanca) observada dentro de un grano de cristal mediante XDR (Difracción de Rayos X). El resultado fue carburo a base de Fe.

**[0080]** Una fotografía (sustitutiva de un dibujo) que representa una estructura metalográfica de una chapa de acero de la muestra nº 46, una fotografía (sustitutiva de un dibujo) que representa una estructura metalográfica de una chapa de acero de la muestra nº 38, se ilustran en la figura 1 y la figura 2, respectivamente.

**[0081]** En una estructura metalográfica de cada muestra, se midió una relación superficial de  $\gamma$  retenida mediante un procedimiento de magnetización por saturación. Específicamente, se midieron una magnetización por saturación (I) de la muestra y una magnetización por saturación ( $I_s$ ) de una muestra estándar sometida a un tratamiento térmico a 400° C durante 15 horas. Luego, se calculó una tasa de una fase de austenita ( $V_\gamma$ ) a partir de la siguiente fórmula, y la tasa calculada se usó como una relación superficial de  $\gamma$  retenida. La medición de la magnetización por saturación se realizó a temperatura ambiente utilizando un registrador automático característico B-H de magnetización DC "modelo BHS-40" fabricado por Riken Denshi Co. Ltd., bajo la condición de que la magnetización aplicada máxima se fijó en 5000 (Oe).

$$V_\gamma = (1 - I/I_s) \times 100$$

**[0082]** Se derivó una relación superficial de otra estructura (ferrita, perlita, etc.) restando las estructuras anteriores (bainita, ferrita bainítica, martensita templada, F/M y  $\gamma$  retenida) de la estructura metalográfica completa (100% de superficie) y un tipo de estructura fue especificado por la observación SEM.

Evaluación de las características mecánicas.

**[0083]** Para las características mecánicas de cada muestra, se llevó a cabo una prueba de tracción utilizando una pieza de prueba nº 5 definida por JIS Z2201 para medir una resistencia elástica (YS), una resistencia a tracción (TS) y una elongación (EI). La pieza de prueba se cortó a partir de la muestra para permitir que una dirección longitudinal de la misma se alinee con una dirección perpendicular a la dirección de laminado. Un resultado de la medición se ilustra en las siguientes tablas 5 y 6. En la presente invención, cuando la TS es 1180 MPa o mayor, la muestra se evalúa como de alta resistencia (OK) y, cuando la TS es menor de 1180 MPa, la muestra se evalúa como falta de resistencia (NG).

Evaluación de la resistencia a fragilización por hidrógeno

**[0084]** A partir de cada muestra se cortó una pieza de prueba con forma de lengüeta de 150 mm × 30 mm para permitir que una dirección longitudinal de la misma se alinee con una dirección perpendicular a la dirección de laminado, y se sometió a curvado para permitir que una parte doblada tenga un radio de curvatura (R) de 10 mm. Luego, bajo la condición de inmersión de la pieza de prueba en una solución acuosa al 5% de ácido clorhídrico mientras se cargaba con una tensión de 1500 MPa (el esfuerzo se convierte en tensión utilizando un medidor de tensión), se midió un tiempo antes de la aparición de grieta como resistencia a fragilización por hidrógeno de la muestra. En la presente invención, cuando el tiempo antes de la aparición de grieta es de 24 horas o mayor, la muestra se ha estimado como excelente en cuanto a resistencia a fragilización por hidrógeno (OK) mientras que, cuando el tiempo antes de la aparición de la grieta es menor de 24 horas, la muestra se estima como mediocre en resistencia a fragilización por hidrógeno (NG). Un resultado de la evaluación se ilustra en las tablas 5 y 6. En las tablas 5 y 6, cuando la resistencia a fragilización por hidrógeno es excelente, el resultado se representa con o. Cuando la resistencia a fragilización por hidrógeno es mediocre, se indica el tiempo antes de la aparición de la grieta.

**[0085]** Los siguientes puntos pueden considerarse a partir de las tablas 5 y 6.

**[0086]** Cada una de las muestras números 1 a 40 tiene una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor, y una excelente resistencia a fragilización por hidrógeno.

**[0087]** En contraposición, ninguna de las muestras números 41 a 50 cumple con una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor, ni con una excelente resistencia a fragilización por hidrógeno. Específicamente, cada una de las muestras números 41 a 44, 49 y 50 tiene una resistencia a tracción menor de 1180 MPa, es decir, no cumple con el requisito definido por la presente invención. Además, cada una de las muestras números 45 a 48 tiene una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor, pero no mejora la resistencia a fragilización por hidrógeno. Cada una de las muestras números 41 a 50 se analizará a continuación.

**[0088]** En la número 41, la temperatura de calentamiento es menor que el punto  $A_{c3}$ , por lo que aumenta la cantidad de formación de ferrita. Como resultado, se reduce la cantidad de formación de austenita y, por lo tanto, se reduce la cantidad de formación de bainita, ferrita bainítica y martensita templada. Esto provoca una falta de resistencia. En la número 42, la tasa de enfriamiento media desde la temperatura de calentamiento hasta la temperatura T1 es inferior a 10° C/s. Así, se forma una gran cantidad de ferrita y, por lo tanto, se reduce la cantidad de formación de bainita, ferrita bainítica y martensita templada, lo que provoca falta de resistencia. En la número 43, la temperatura final de enfriamiento T1 después del mantenimiento es excesivamente alta, es decir, no alcanza el punto Ms, lo que produce falta de resistencia. En la número 44, la temperatura de mantenimiento T2 es excesivamente alta, es decir, mayor que (punto Ms + 30° C), lo que provoca una falta de resistencia. En la número 45, la temperatura final de enfriamiento T1 después del mantenimiento es excesivamente baja, es decir, menor que (punto Ms - 250° C), lo que causa una elongación deficiente. Además, la temperatura de mantenimiento T2 es excesivamente baja, es decir, menor que (punto Ms - 120° C), lo que produce un deterioro en la resistencia a fragilización por hidrógeno. En las números 46 a 48, el tiempo de mantenimiento t3 es excesivamente corto. Así, la transformación de bainita ha progresado suficientemente y, por lo tanto, permanece una gran cantidad de F/M, lo que provoca el deterioro de la

## ES 2 730 099 T3

resistencia a fragilización por hidrógeno. En las números 49 y 50, la resistencia a tracción es inferior a 1180 MPa, es decir, no satisface los requisitos definidos por la presente invención.

[TABLA 1]

Nº	COMPOSICION (% en peso)														
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Mo	B	Ca, Mg, REM
1	0,20	1,50	2,5	0,009	0,004	0,045	0,005	-	-	-	-	-	-	-	-
2	0,16	1,50	2,9	0,008	0,003	0,044	0,005	-	-	-	-	-	-	-	-
3	0,18	1,75	2,6	0,008	0,003	0,043	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
4	0,24	1,15	2,5	0,008	0,002	0,045	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
5	0,21	1,35	2,6	0,008	0,004	0,045	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
6	0,21	2,00	2,5	0,009	0,002	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
7	0,23	1,54	1,6	0,008	0,003	0,042	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
8	0,21	1,55	2,0	0,008	0,003	0,044	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
9	0,21	1,50	2,8	0,008	0,003	0,044	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
10	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
11	0,20	1,54	2,5	0,008	0,003	0,044	0,004	0,05	-	-	-	-	-	-	-
12	0,20	1,54	2,5	0,008	0,003	0,042	0,004	-	0,06	-	-	-	-	-	-
13	0,22	1,50	2,4	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	0,2	0,2	-	-	-	-
14	0,21	1,50	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	0,5	-	-	-
15	0,21	1,45	2,4	0,008	0,003	0,044	0,004	-	-	-	-	-	0,2	-	-
16	0,22	1,60	2,5	0,008	0,003	0,042	0,004	-	0,03	-	-	-	-	0,0021	-
17	0,20	1,52	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	0,08	0,15	0,11	-	-	-	-
18	0,22	1,43	2,3	0,008	0,003	0,041	0,004	0,05	-	0,12	0,11	-	-	-	-
19	0,22	1,43	2,5	0,008	0,003	0,044	0,004	0,05	0,07	0,12	0,11	0,5	-	-	-
20	0,21	1,50	2,5	0,008	0,003	0,044	0,004	0,05	0,07	0,12	0,12	-	0,2	-	-
21	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,044	0,004	0,05	0,05	0,11	0,11	-	-	0,0013	-
22	0,22	1,54	2,5	0,008	0,003	0,042	0,004	0,05	0,08	0,12	0,10	-	-	-	-
23	0,20	1,54	2,5	0,008	0,003	0,044	0,004	-	0,08	0,12	0,11	0,5	0,15	-	-
24	0,19	1,54	2,5	0,008	0,003	0,044	0,004	-	0,08	0,13	0,11	0,8	-	0,0015	-
25	0,021	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	0,04	0,05	-	-	0,5	0,2	-	-

ES 2 730 099 T3

[TABLA 2]

Nº	COMPOSICION (% en peso)														
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Mo	B	Ca, Mg, REM
26	0,20	1,54	2,5	0,008	0,003	0,042	0,004	0,05	0,05	-	-	0,7	-	0,0014	-
27	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	0,07	-	-	0,7	0,13	0,0007	-
28	0,19	1,54	2,5	0,008	0,003	0,044	0,004	0,035	-	0,3	0,2	0,8	0,13	-	-
29	0,22	1,54	2,5	0,008	0,003	0,044	0,004	-	0,03	0,28	0,25	0,4	-	0,0025	-
30	0,20	1,54	2,5	0,008	0,003	0,042	0,004	-	-	-	-	-	-	-	Ca: 0,004 Mg: 0,005 REM: 0,005
31	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
32	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
33	0,18	1,75	2,6	0,008	0,003	0,043	0,004	-	-	-	-	0,08	-	-	-
34	0,24	1,15	2,5	0,008	0,002	0,045	0,004	-	-	-	-	0,03	-	-	-
35	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	0,04	-	-	-	0,4	-	-	-
36	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	0,04	0,05	-	-	0,05	-	-	-
37	0,18	1,50	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	0,04	0,05	0,28	0,25	0,9	-	0,0011	-
38	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	0,07	-	-
39	0,21	1,54	2,5	0,011	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
40	0,21	1,54	2,5	0,011	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
41	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
42	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
43	0,24	1,54	2,6	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
44	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
45	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
46	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	0,07	-	-
47	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
48	0,21	1,54	2,5	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
49	0,11	1,54	2,0	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-
50	0,21	1,55	1,4	0,008	0,003	0,041	0,004	-	-	-	-	-	-	-	-

ES 2 730 099 T3

TABLA 3

Nº	Ac <sub>3</sub> (° C)	Ms (° C)	Ms- 250 (° C)	Ms+30 (° C)	Ms- 120 (° C)	TEMPERATURA CALENTAMIENTO (° C)	TASA DE ENFIAMIENTO MEDIA (° C/s)	T1 (° C)	T2 (° C)	T <sub>3</sub> (° C)
1	835	384	134	414	264	900	30	320	380	1300
2	832	389	139	419	269	900	30	300	310	1300
3	846	390	140	420	270	900	30	300	310	1300
4	810	365	115	395	245	900	30	300	300	1300
5	822	376	126	406	256	900	30	320	360	1300
6	854	379	129	409	259	900	30	320	380	1300
7	855	399	149	429	279	900	30	280	310	1300
8	849	395	145	425	275	900	30	280	310	1300
9	823	369	119	399	249	900	30	300	380	1300
10	832	379	129	409	259	900	30	280	270	1300
11	836	384	134	414	264	900	30	320	380	1300
12	859	384	134	414	264	900	30	300	370	1300
13	824	374	124	404	254	900	30	300	360	1300
14	825	370	120	400	250	900	30	320	350	1300
15	839	378	128	408	258	900	30	300	320	1300
16	845	374	124	404	254	900	30	310	330	1300
17	861	382	132	412	262	900	30	310	360	1300
18	827	379	129	409	259	900	30	300	330	1300
19	845	364	114	394	244	900	30	300	320	1300
20	862	373	123	403	253	900	30	280	300	1300
21	850	377	127	407	257	900	30	280	300	1300
22	859	373	123	403	253	900	30	300	340	1300
23	863	370	120	400	250	900	30	290	300	1300
24	857	373	123	403	253	900	30	290	300	1300
25	853	366	116	396	246	900	30	290	300	1300

[TABLA 4]

Nº	Ac <sub>3</sub> (° C)	Ms (° C)	Ms- 250 (° C)	Ms+30 (° C)	Ms- 120 (° C)	TEMPERATURA CALENTAMIENTO (° C)	TASA DE ENFIAMIENTO MEDIA (° C/s)	T1 (° C)	T2 (° C)	T <sub>3</sub> (° C)
26	847	372	122	402	252	900	30	290	300	1300
27	857	364	114	394	244	900	30	290	300	1300
28	824	369	119	399	249	900	30	290	290	1300
29	830	363	113	393	243	900	30	290	290	1300
30	835	384	134	414	264	900	30	320	380	1300
31	832	379	129	409	259	900	30	310	310	500
32	832	379	129	409	259	900	30	320	330	700
33	846	389	139	419	289	900	30	300	310	1300
34	810	364	114	394	264	900	30	300	300	1300
35	828	372	122	402	272	900	30	320	380	1300
36	847	370	120	400	270	900	30	320	380	1300
37	838	374	124	404	274	900	30	260	290	1300
38	835	377	127	407	257	900	30	300	300	1200
39	834	379	129	409	259	900	30	320	320	400
40	834	379	129	409	259	900	30	310	310	300
41	832	379	129	409	259	800	30	320	370	1300
42	832	379	129	409	259	900	5	300	370	1300
43	823	361	111	391	241	900	30	400	390	1300
44	832	379	129	409	259	900	30	320	420	1300
45	832	379	129	409	259	900	30	30	30	1300
46	835	377	127	407	257	900	30	300	300	60
47	832	379	129	409	259	900	30	320	380	100
48	832	379	129	409	259	900	30	320	320	250
49	873	443	193	473	323	900	30	320	380	1300
50	866	415	165	445	295	900	30	320	380	1300

ES 2 730 099 T3

[TABLA 5]

Nº	MICROESTRUCTURA (% superficie)				CARACTERÍSTICAS			
	FASE PRINCIPAL	F/M	Y RETENIDA	OTROS	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	RESISTENCIA FRAGILIZACIÓN POR HIDROGENO
1	90	0	10	0	812	1187	12	O
2	91	0	9	0	925	1222	11	O
3	92	0	8	0	941	1251	11	O
4	95	0	5	0	1021	1449	9	O
5	90	1	9	0	803	1182	12	O
6	89	0	11	0	830	1232	12	O
7	95	0	5	0	816	1189	9	O
8	96	0	4	0	844	1258	8	O
9	93	0	7	0	895	1285	8	O
10	96	0	4	0	889	1328	10	O
11	90	0	10	0	832	1220	11	O
12	91	0	9	0	821	1193	12	O
13	91	0	9	0	824	1200	12	O
14	92	0	8	0	843	1221	11	O
15	96	0	4	0	1032	1493	8	O
16	93	0	7	0	890	1310	9	O
17	90	0	10	0	826	1225	12	O
18	92	0	8	0	861	1235	11	O
19	94	0	6	0	1004	1454	9	O
20	96	0	4	0	1040	1557	9	O
21	95	0	5	0	1025	1490	10	O
22	91	0	9	0	889	1359	11	O
23	96	0	4	0	1029	1478	8	O
24	96	0	4	0	1008	1466	9	O
25	96	0	4	0	1043	1512	7	O

[TABLA 6]

N°	MICROESTRUCTURA (% superficie)				CARACTERÍSTICAS			
	FASE PRINCIPAL	F/M	γ RETENIDA	OTROS	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	RESISTENCIA FRAGILIZACIÓN POR HIDROGENO
26	94	0	6	0	1003	1460	10	O
27	94	0	6	0	1055	1530	7	O
28	94	0	6	0	1034	1516	10	O
29	95	0	5	0	1029	1504	9	O
30	90	0	10	0	815	1188	12	O
31	90	0	10	0	863	1272	10	O
32	90	0	10	0	843	1221	11	O
33	93	0	7	0	953	1262	11	O
34	96	0	4	0	1034	1458	9	O
35	90	0	10	0	843	1235	11	O
36	90	0	10	0	854	1243	11	O
37	94	0	6	0	1020	1455	9	O
38	92	0	8	0	921	1373	10	O
39	88	2	10	0	865	1241	10	O
40	86	4	10	0	871	1259	10	O
41	70	0	10	FERRITA: 20	720	1051	15	-
42	55	0	5	FERRITA: 40	682	920	12	-
43	95	3	2	0	769	989	13	-
44	88	4	8	0	742	1085	14	-
45	93	6	1	0	915	1382	4	6
46	72	20	8	0	874	1259	9	5
47	77	14	9	0	841	1221	9	8
48	84	6	10	0	821	1203	11	10
49	86	0	14	0	646	906	20	-
50	73	0	12	FERRITA: 15	731	1078	17	-

- 5 **[0089]** Como se describió anteriormente en detalle, de acuerdo con un aspecto de la presente invención, se proporciona una chapa de acero de alta resistencia que tiene una excelente resistencia a fragilización por hidrógeno, donde dicha chapa de acero tiene una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor, y satisface las siguientes condiciones: con respecto a toda su estructura metalográfica, bainita, ferrita bainítica y martensita templada representando en total el 85% de la superficie o más; las cantidades de austenita retenida el 1% de superficie o mayor; y las cantidades de martensita nueva el 5% de superficie o menor (incluyendo el 0% de superficie).
- 10 **[0090]** En la chapa de acero de la presente invención, la estructura metalográfica de la chapa de acero de alta resistencia que tiene una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor se controla adecuadamente para reducir una cantidad de formación de martensita nueva al 5% de superficie o menos, por lo que es posible mejorar la resistencia a fragilización por hidrógeno de la chapa de acero.
- 15 **[0091]** Una composición de una chapa de acero que exhibe una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor ya es ampliamente conocida (véase, por ejemplo, los documentos de patente 2 a 4). La presente invención está dirigida a una chapa de acero de alta resistencia, y está diseñada para controlar la estructura metalográfica de la manera anterior para lograr el objetivo de mejorar aún más la resistencia a fragilización por hidrógeno.
- 20 **[0092]** Por ejemplo, una composición particularmente preferida de la chapa de acero de alta resistencia de la presente invención comprende, en términos de % en peso, C: del 0,15 al 0,25%, Si: del 1 al 2,5%, Mn: del 1,5 al 3%, P: del 0,015% o menor, S: el 0,01% o menor, Al: del 0,01 al 0,1%, N: 0.01% o menor, y el resto de Fe e impurezas inevitables.
- 25 **[0093]** La composición de chapa de acero de alta resistencia de la presente invención puede comprender además, como otro elemento, un elemento que satisface al menos una de las siguientes condiciones (A) a (E):  
 (A) Cr: 1% o menos (excepto para 0%) y/o Mo: 1% o menos (excepto el 0%);  
 (B) B: 0,005% o menos (excepto el 0%);  
 (C) Cu: 0,5% o menos (excepto el 0%) y/o Ni: 0,5% o menos (excepto el 0%);  
 (D) Nb: 0,1% o menos (excepto el 0%) y/o Ti: 0.1% o menos (excepto el 0%); y  
 (E) uno o más seleccionados de entre el grupo que consta de Ca: 0,005% o menos (excepto el 0%), Mg: 0,005% o menos (excepto el 0%) y REM: 0,01% o menos (excepto el 0%).
- 30 **[0094]** Según otro aspecto de la presente invención, se proporciona un procedimiento para fabricar una chapa de acero de alta resistencia que tiene una excelente resistencia a fragilización por hidrógeno. El procedimiento

## ES 2 730 099 T3

5 comprende: una etapa de templado para enfriar una chapa de acero que consiste en cualquiera de las composiciones anteriores y teniendo una temperatura igual o superior a un punto  $Ac_3$ , hasta una temperatura  $T_1$  que satisface la siguiente fórmula (1), con una tasa de enfriamiento media de  $10^\circ \text{C/s}$  o mayor; y una etapa de mantenimiento para mantener la chapa de acero templada en la etapa de templado, a una temperatura  $T_2$  que satisfaga la siguiente fórmula (2), durante 300 segundos o más.

$$(Punto Ms - 250^\circ \text{C}) \leq T_1 \leq Punto Ms \quad \text{--- (1)}$$

10  $(Punto Ms - 120^\circ \text{C}) \leq T_2 \leq (Punto Ms + 30^\circ \text{C}) \quad \text{--- (2)}$

**[0095]** El procedimiento de la presente invención hace posible fabricar de manera fiable una chapa de acero de alta resistencia que tiene una excelente resistencia a fragilización por hidrógeno.

### 15 APLICABILIDAD INDUSTRIAL

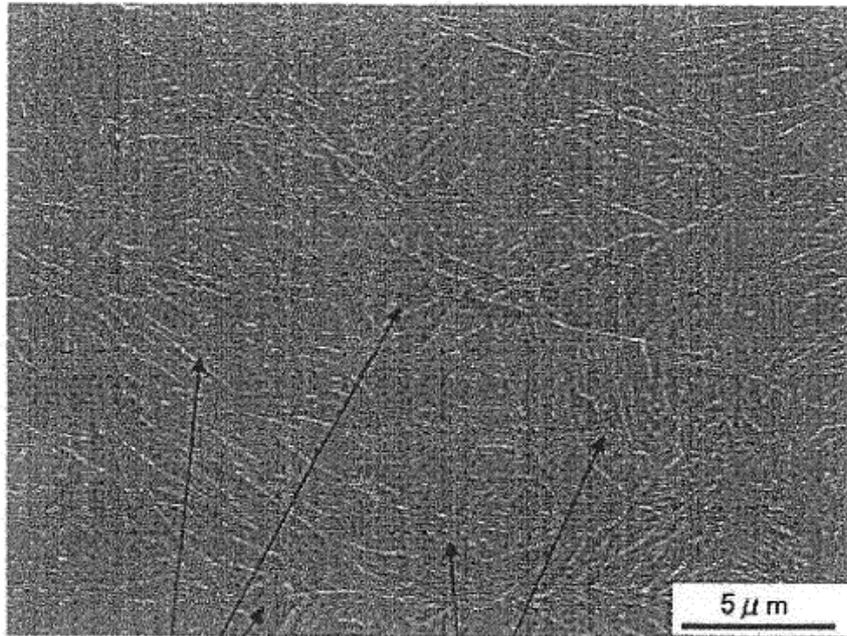
**[0096]** La chapa de acero de alta resistencia de la presente invención se puede usar adecuadamente como materia prima de un componente que requiera alta resistencia, por ejemplo, un riel de asiento, un componente de carrocería tal como un pilar o un elemento de refuerzo, o un componente de refuerzo tal como como un parachoques o una viga de impacto, en un automóvil.

20

## REIVINDICACIONES

1. Chapa de acero de alta resistencia que tiene una excelente resistencia a fragilización por hidrógeno, teniendo la chapa de acero una resistencia a tracción de 1180 MPa o mayor y que cumple las siguientes condiciones: con respecto a su estructura metalográfica completa, la bainita, la ferrita bainítica y la martensita templada representan el 85% de su superficie o más del total; representando las cantidades de austenita retenida el 1% de su superficie o más, y representando las cantidades de martensita nueva el 5% de su superficie o menos (incluido el 0% de superficie), donde dicha chapa de acero de alta resistencia consta de, % en peso:
- 5  
10  
15  
20  
25
- C: 0,15 a 0,25%;  
Si: 1 a 2,5%;  
Mn: 1,5 a 3%;  
P: 0,015% o menos;  
S: 0,01% o menos;  
Al: 0,01 a 0,1%;  
N: 0,01% o menos;  
opcionalmente Cr: 1% o menos;  
opcionalmente Mo: 1% o menos;  
opcionalmente B: 0,005% o menos;  
opcionalmente Cu: 0,5% o menos;  
opcionalmente Ni: 0,5% o menos;  
opcionalmente Nb: 0,1% o menos;  
opcionalmente Ti: 0,1% o menos;  
opcionalmente Ca: 0,005% o menos;  
opcionalmente Mg: 0,005% o menos;  
opcionalmente REM: 0,01% o menos; y resto de Fe e impurezas inevitables.
2. Procedimiento para fabricar una chapa de acero de alta resistencia que tiene una excelente resistencia a fragilización por hidrógeno, que comprende:
- 30  
35
- una etapa de templado para enfriar una chapa de acero que tiene una composición como se define en la reivindicación 1 y una temperatura igual a o mayor que un punto  $A_{c3}$ , hasta una temperatura T1 que satisfaga la siguiente fórmula (1), con una tasa de enfriamiento media de 10° C/s o mayor; y una etapa de mantenimiento consistente en mantener la chapa de acero templada en la etapa de templado a una temperatura T2 que satisface la siguiente fórmula (2), durante 300 segundos o más,
- (Punto Ms – 250° C) ≤ T1 ≤ Punto Ms --- (1)  
(Punto Ms – 120° C) ≤ T2 ≤ (Punto Ms + 30° C) --- (2)
3. Procedimiento para fabricar una chapa de acero de alta resistencia según la reivindicación 2, en donde la chapa de acero templada en la etapa de templado se mantiene a una temperatura T2 que satisface la anterior fórmula (2), durante 700 segundos o más.
- 40  
45
4. Chapa de acero de alta resistencia de la reivindicación 1, en la que la martensita nueva representa el 0% de su superficie.

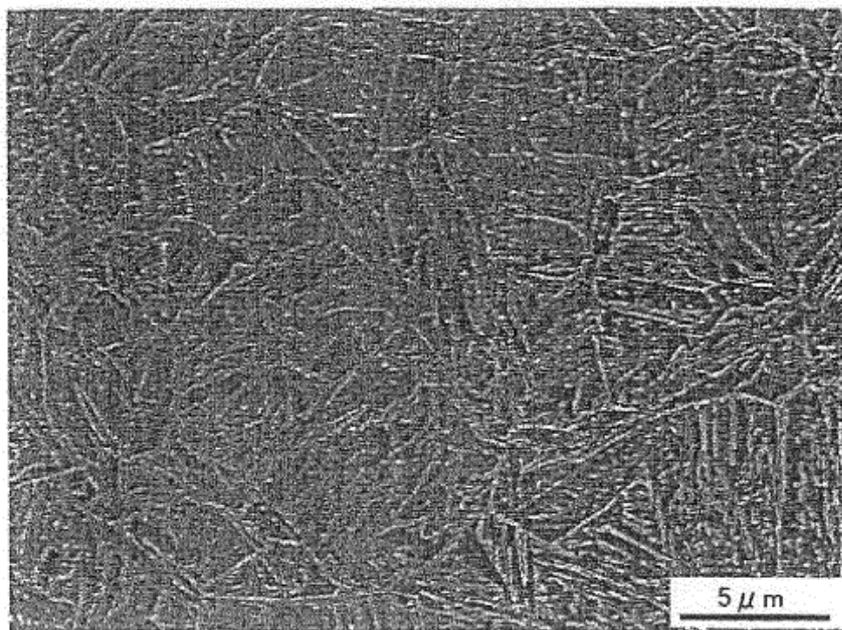
FIG.1



MARTENSITA NUEVA

MARTENSITA TEMPLADA  
BAINITA  
FERRITA BAINITICA

FIG.2



**REFERENCIAS CITADAS EN LA DESCRIPCIÓN**

5 La lista de referencias citada por el solicitante lo es solamente para utilidad del lector, no formando parte de los documentos de patente europeos. Aún cuando las referencias han sido cuidadosamente recopiladas, no pueden excluirse errores u omisiones y la OEP rechaza toda responsabilidad a este respecto.

**Documentos de patente citado en la descripción**

- EP 1676932 A1 [0007]
- JP 1272720 A [0008]
- EP 1676933 A1 [0009]
- JP 2004332099 A [0011]
- JP 2006207016 A [0011]
- JP 2006207017 A [0011]
- JP 2006207018 A [0011]
- JP 2007197819 A [0011]

10 **Bibliografía no de patentes citada en la descripción**

- *NISSHIN STEEL TECHNICAL REPORT*, December 1980, vol. 43, 1-10 [0012]
- **WILLIAM C. LESLIE**. The Physical Metallurgy of Steels. MARUZEN Co. Ltd, 31 May 1985, 273 [0068]