

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 758 553**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/58</b>	(2006.01)		
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/28</b>	(2006.01)		
<b>C25D 5/26</b>	(2006.01)		
<b>C25D 5/36</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/40</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **30.11.2010 PCT/JP2010/071776**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **03.06.2011 WO11065591**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **30.11.2010 E 10833432 (7)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **11.09.2019 EP 2508640**

54 Título: **Lámina de acero de alta resistencia con excelente resistencia a la fragilidad por hidrógeno y una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, y método para su producción**

30 Prioridad:

**30.11.2009 JP 2009272075**  
**16.09.2010 JP 2010208328**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**05.05.2020**

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**AZUMA, MASAFUMI;**  
**SUZUKI, NORIYUKI;**  
**MARUYAMA, NAOKI;**  
**MURASATO, AKINOBU;**  
**SAKUMA, YASUHARU;**  
**KAWATA, HIROYUKI y**  
**WAKABAYASHI, CHISATO**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 758 553 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**

Lámina de acero de alta resistencia con excelente resistencia a la fragilidad por hidrógeno y una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, y método para su producción

**Campo técnico**

5 La presente invención se refiere a una lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en la resistencia a la fragilidad por hidrógeno, y a un método para su producción.

**Antecedentes de la técnica**

10 En los últimos años, se han demandado láminas de acero con una resistencia cada vez mayor, que se utilizan para automóviles, edificios, etc. Por ejemplo, una lámina de acero laminado en frío de alta resistencia, con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, se aplica rápidamente como parachoques, vigas de impacto y otros miembros de refuerzo. Sin embargo, en el momento de la aplicación de la lámina de acero de alta resistencia, es necesario abordar el problema de prevención, la fractura retardada.

15 La "fractura retardada" es el fenómeno de la repentina fractura de un miembro de acero (por ejemplo, alambre de acero PC, pernos) sobre el cual actúa una alta tensión en condiciones de uso. Se sabe que este fenómeno está muy estrechamente relacionado con el hidrógeno que penetra el acero desde el entorno.

Como un factor que afecta en gran medida la fractura retardada de los miembros de acero, se conoce la resistencia de la lámina de acero. La lámina de acero es más resistente a la deformación plástica y la fractura cuanto mayor es la resistencia, de modo que hay una alta posibilidad de uso en un entorno en el que actúa una alta tensión.

20 Obsérvese que, si se usa un miembro de acero de baja resistencia para un miembro sobre el cual actúa una alta tensión, el miembro se deforma plásticamente y se fractura, por lo que la fractura retardada no se produce.

En un miembro de acero con forma a partir de una lámina de acero, tal como la lámina de acero para uso automotriz, la tensión residual que ocurre después de la conformación aumenta cuanto mayor sea la resistencia de la lámina de acero, por lo que hay una alta preocupación por la aparición de fractura retardada. Es decir, en un miembro de acero, cuanto mayor es la resistencia del acero, mayor es la preocupación por la aparición de fractura retardada.

25 En el pasado, se ha hecho mucho esfuerzo en los campos de las barras de acero o láminas de acero de calibre grueso para desarrollar materiales de acero que tomaran en consideración la resistencia a la fractura retardada. Por ejemplo, en barras de acero y acero para uso en pernos, el desarrollo se ha centrado en la formación de martensita templada. Se ha informado que Cr, Mo, V y otros elementos que aumentan la resistencia al ablandamiento por templado son efectivos para mejorar la resistencia a la fractura retardada (por ejemplo, ver NPLT 1).

30 Esto es técnica para causar la precipitación de carburos de aleación que actúan como sitios de trampa de hidrógeno, de manera de cambiar el modo de fractura retardada, de fractura de límite de grano a fractura intragranular.

35 Sin embargo, el acero que se describe en NPLT 1 contiene 0,4% o más de C y una gran cantidad de elementos de aleación, por lo que la trabajabilidad y la soldabilidad que se requieren en las láminas de acero se deterioran. Además, para causar la precipitación de carburos de aleación, se necesitan varias horas o más de tratamiento térmico, por lo que la técnica de NPLT 1 tenía el problema de la capacidad de fabricación del acero.

PLT 1 describe el uso de óxidos compuestos principalmente de Ti y Mg para prevenir la aparición de defectos de hidrógeno. Sin embargo, esta técnica cubre una lámina de acero gruesa y considera la fractura retardada después de una soldadura de entrada de calor grande, si bien tanto la alta trabajabilidad como la resistencia a la fractura retardada que se exigen de las láminas de acero no se consideran.

40 En la lámina de acero, debido a que el grosor es pequeño, incluso si el hidrógeno penetra, este se libera en un corto tiempo. Además, en términos de trabajabilidad, la lámina de acero con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más no se había usado antes casi nunca, por lo que el problema de la fractura retardada había sido tratado como menor. Sin embargo, en la actualidad, el uso de una lámina de acero de alta resistencia está aumentando, por lo que se ha vuelto necesario el desarrollo de una lámina de acero de alta resistencia con excelente resistencia a la fragilidad por hidrógeno.

45 Hasta ahora, la técnica para elevar la resistencia a la fragilidad por hidrógeno se relaciona en su mayoría con el material de acero que se utiliza en la prueba de tensión o cedencia o menos, como pernos, barras de acero, lámina de acero gruesa, y otros productos similares. Es decir, la técnica anterior no es técnica que cubre materiales de acero (lámina de acero) como para miembros de automóviles, donde se busquen simultáneamente la trabajabilidad (capacidad de corte, conformabilidad en prensa, etc.) y la resistencia a la fragilidad por hidrógeno.

50 En general, un miembro obtenido mediante la conformación de una lámina de acero tiene tensión residual remanente dentro del miembro. La tensión residual es local, pero a veces excede la cedencia de la lámina de acero material. Por esta razón, se ha buscado una lámina de acero libre de fragilidad por hidrógeno, incluso si queda una alta tensión

residual dentro del miembro.

5 En cuanto a la fractura retardada de la lámina de acero, por ejemplo, NPLT 2 informa sobre el agravamiento de la fractura retardada debido a la transformación inducida por el trabajo de la austenita retenida. Esto considera la conformación de la lámina de acero. NPLT 2 describe una cantidad de austenita retenida que no causa deterioro de la resistencia a la fractura retardada.

Es decir, el informe anterior se refiere a una lámina de acero de alta resistencia que tiene una estructura específica. No puede decirse que esto sea una medida fundamental para la mejora de la resistencia a la fractura retardada.

10 PLT 2 describe una lámina de acero para el uso de esmaltes, que es excelente en resistencia a la escama de pez como lámina de acero que considera la capacidad de captura de hidrógeno y la conformabilidad. Esta capta el hidrógeno que penetra la lámina de acero en el momento de la producción como óxidos en la lámina de acero, y suprime la aparición de "escamas de pez" (defectos de superficie) que ocurren después del esmaltado.

15 Sin embargo, con la técnica de PLT 2, la lámina de acero contiene una gran cantidad de óxidos en su interior. Si los óxidos se dispersan en la lámina de acero a alta densidad, la conformabilidad se deteriora, por lo que es difícil aplicar la técnica de PLT 2 a la lámina de acero para uso en automóviles, de la que requiere una alta conformabilidad. Además, la técnica de PLT 2 no logra tanto alta resistencia como resistencia a la fractura retardada.

Para resolver estos problemas, se ha propuesto una lámina de acero en la que los óxidos son precipitados (por ejemplo, ver PLT 3). En dicha lámina de acero, los óxidos que se dispersan en la lámina de acero actúan como sitios de trampa que captan el hidrógeno que ha penetrado en el acero, por lo que la dispersión o la concentración de hidrógeno en lugares donde se concentra el estrés y lugares donde hay fractura retardada es una cuestión por suprimir.

20 Sin embargo, para obtener tal efecto, la lámina de acero debe tener óxidos dispersos en ella a una alta densidad. Es necesario el estricto control de las condiciones de producción.

25 En relación con la lámina de acero de alta resistencia, por ejemplo, están las técnicas de PLT 4 a 9. Además, en relación con la lámina de acero galvanizado de sumergido en caliente, por ejemplo, existe la técnica de PLT 10, pero como se explicó anteriormente, es extremadamente difícil desarrollar una lámina de acero de alta resistencia donde se logran tanto la resistencia a la fractura retardada como la buena conformabilidad.

PLT 11 describe una tira de acero de resistencia ultraalta que tiene una tensión de rotura de 980N/mm<sup>2</sup> o más, y es excelente en durabilidad. En esta tira de acero de resistencia ultraalta, se considera la resistencia al agrietamiento retardado por hidrógeno, si bien, básicamente, se usa martensita para manipular la resistencia a la fractura retardada (método convencional), de modo que la conformabilidad es insuficiente.

30 PLT 12 describe una tira de acero de alta resistencia que tiene una tensión de rotura de 980 MPa o más, y es excelente en la resistencia a la fragilidad por hidrógeno. PLT 13 describe una lámina de acero laminado en frío de alta resistencia que es excelente en trabajabilidad y resistencia a la fragilidad por hidrógeno.

35 PLT 14 se refiere a una lámina de acero de alta resistencia que tiene una cierta tensión de rotura y una composición química donde una microestructura de acero incluye, sobre una base de relación de área, 5% o más y 80% o menos de ferrita, 15% o más de martensita autotemplada, 10% o menos de bainita, 5% o menos de austenita retenida y 40% o menos de martensita apagada; y la media de número de granos de carburo a base de hierro precipitados, cada uno con un tamaño de 5 nm o más y 0,5 μm o menos e incluido en la martensita autotemplada es 5 x 10<sup>4</sup> o más por 1 mm<sup>2</sup>.

40 Sin embargo, en todas estas láminas de acero, la cantidad de partículas que se precipitan dentro de los granos es grande. La resistencia a la fragilidad por hidrógeno no alcanza el nivel que se busca actualmente. Por lo tanto, se ha buscado el desarrollo de una lámina de acero de alta resistencia que logra tanto la resistencia a la fractura retardada como la buena conformabilidad.

#### Listado de citas

Bibliografía de patentes

- 45 PLT 1: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 11-293383
- PLT 2: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 11-100638
- PLT 3: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 2007-211279
- PLT 4: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 11-279691
- PLT 5: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 09-013147
- PLT 6: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 2002-363695

PLT 7: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 2003-105514

PLT 8: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 2003-213369

PLT 9: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 2003-213370

PLT 10: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 2002-097560

5 PLT 11: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 10-060574

PLT 12: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 2005-068548

PLT 13: Publicación de Patente Japonesa (A) No. 2006-283131

PLT 14: Solicitud de Patente PCT WO 2009/096596 A1

Bibliografía no patente

10 NPLT 1; "New Developments in Elucidation of Hydrogen Embrittlement" (the Iron and Steel Institute of Japan, enero 1997)

NPLT 2: CAMP-ISIJ, Vol. 5, No. 6, páginas 1839 a 1842, Yamazaki et al., octubre 1992, publicado por el Iron and Steel Institute of Japan

### **Compendio de la invención**

Problema técnico

15 En la técnica anterior, no se ha obtenido una lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que tenga resistencia a la fragilidad por hidrógeno buscada.

La presente invención tiene como objeto la provisión de una lámina de acero de alta resistencia que tiene una alta resistencia, de máxima tensión de rotura de 900 MPa o más, y que tiene una excelente resistencia a la fragilidad por hidrógeno, considerando el hecho de que el desarrollo de una lámina de acero de alta resistencia que logra tanto la resistencia a la fractura retardada como la excelente conformabilidad es fuertemente buscado, y un método para su producción.

20

Solución al problema

1) Los inventores estudiaron las técnicas para resolver los problemas anteriores en detalle. Como resultado, ellos aprendieron que si precipitan (A) carburos a base de hierro que contienen "Si" o "Si y Al" en una cantidad de 0,1% o más en la estructura de lámina de acero, es posible lograr tanto una resistencia a la fractura retardada como buena conformabilidad (detalles explicados más adelante).

25

2) Los inventores además estudiaron un método para hacer que carburos a base de hierro que contienen "Si" o "Si y Al" en 0,1% o más se precipiten en una estructura de lámina de acero.

30 La presente invención (lámina de acero de alta resistencia) se realizó sobre la base del descubrimiento anterior, y se define como en las reivindicaciones.

Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, es posible lograr tanto la resistencia a la fractura retardada como la buena conformabilidad para proporcionar una lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno.

35 Descripción de las realizaciones

La lámina de acero de alta resistencia de la presente invención (en adelante denominada a veces como "la lámina de acero de la presente invención") se caracteriza por la estructura y la composición elemental como se definen en la reivindicación 1, donde en la estructura, (a) por fracción en volumen, la ferrita está presente en 10 a 50%, la ferrita bainítica y/o bainita, en 10 a 60%, y la martensita templada, en 10 a 50%, y (b) los carburos a base de hierro que contienen Si o Si y Al en 0,1% o más están presentes en  $4 \times 10^8$  (partículas/mm<sup>3</sup>) o más.

40

Primero, se explicarán las características de la lámina de acero de la presente invención.

La estructura de lámina de acero de la lámina de acero de la presente invención es como se define en la reivindicación 1, y está formada por, en fracción en volumen, ferrita:

45 10 a 50%, ferrita bainítica y/o bainita: 10 a 60%, y martensita templada: 10 a 50%. Además, puede contener austenita retenida: 2 a 25%, martensita fresca: 10% o menos, y perlita y/o cementita gruesa como otras estructuras metálicas

en 10% o menos. La lámina de acero de la presente invención que incluye la estructura de lámina de acero anterior tiene una resistencia mucho más alta y excelente ductilidad y conformabilidad de brida elástica (capacidad de expansión de orificio).

En primer lugar, se explicarán las razones para definir la fracción en volumen de la estructura de lámina de acero.

5 Ferrita: 10 a 50%

La ferrita es una estructura que es efectiva para el mejoramiento de la ductilidad. La fracción en volumen de la ferrita se prepara en 10 al 50%. Si la fracción de volumen es inferior a 10%, es difícil asegurar suficiente ductilidad, por lo que el límite inferior se hace al 10%. La fracción en volumen es preferiblemente 15% o más, más preferiblemente 20% o más, desde el punto de vista de asegurar suficiente ductilidad.

10 Por otro lado, la ferrita es una estructura blanda, por lo que si la fracción en volumen supera el 50%, la cedencia cae. Por esta razón, el límite superior se establece en 50%. La fracción en volumen es preferiblemente 45% o menos, más preferiblemente, 40% o menos, desde el punto de vista de elevar suficientemente la cedencia de la lámina de acero de alta resistencia.

15 Obsérvese que la ferrita puede ser cualquiera de las ferritas recristalizadas que no contienen casi ninguna dislocación, ferrita reforzada por precipitación, ferrita no recristalizada trabajada y ferrita con parte de las dislocaciones revertidas.

Ferrita bainítica y/o bainita: 10 a 60%

La ferrita bainítica y/o bainita es una estructura que tiene una dureza entre ferrita suave y martensita templada dura. Para mejorar la conformabilidad de brida elástica de la lámina de acero de la presente invención, la estructura de lámina de acero contiene estos materiales, por fracción en volumen, en 10 a 60%.

20 Si la fracción en volumen es inferior al 10%, no puede obtenerse suficiente conformabilidad de brida elástica, de modo que el límite inferior se establece en 10%. La fracción en volumen es preferiblemente 15% o más, más preferiblemente, 20% o más, desde el punto de vista de mantener una buena conformabilidad de brida elástica.

25 Por otro lado, si la fracción en volumen excede 60%, se hace difícil formar tanto ferrita como martensita templada en cantidades adecuadas, y el equilibrio de ductilidad y cedencia se deteriora, por lo que el límite superior se establece en 60%. La fracción en volumen es preferiblemente del 55% o menos, más preferiblemente, 50% o menos, desde el punto de vista de mantener un buen equilibrio de ductilidad y cedencia.

Martensita templada: 10 a 50%

30 La martensita templada es una estructura que mejora en gran medida la cedencia, de modo que la fracción en volumen se establece en 10 a 50%. Si la fracción de volumen es inferior al 10%, no se obtiene suficiente cedencia, por lo que el límite inferior se establece en 10%. La fracción en volumen es preferiblemente 15% o más, más preferiblemente, 20% o más, desde el punto de vista de asegurar suficiente cedencia.

35 Por otro lado, si la fracción en volumen excede el 50%, es difícil asegurar la ferrita y austenita retenida que se requieren para la mejora de la ductilidad, por lo que el límite superior se establece en 50%. La fracción en volumen es preferiblemente 45% o menos, más preferiblemente, 40% o menos, desde el punto de vista de mejorar suficientemente la ductilidad.

Debe observarse que la martensita templada que está contenida en la estructura de lámina de acero de la lámina de acero de la presente invención es preferiblemente martensita templada a baja temperatura. La martensita templada a baja temperatura tiene una densidad de dislocación, observada usando un microscopio electrónico de tipo transmisión, de  $10^{14}/m^2$  o más, y por ejemplo, se obtiene por tratamiento térmico a baja temperatura de 150 a 400°C.

40 Por ejemplo, la martensita templada a alta temperatura que se obtiene por tratamiento térmico de alta temperatura de 650°C o más tiene dislocaciones concentradas, por lo que la densidad de dislocación observada usando un microscopio electrónico de tipo transmisión es inferior a  $10^{14}/m^2$ .

45 Si la densidad de dislocación de la martensita templada es  $10^{14}/m^2$  o más, es posible obtener una lámina de acero que tiene una resistencia mucho mejor. Por lo tanto, en la lámina de acero de la presente invención, si la martensita templada de la estructura de lámina de acero es martensita templada a baja temperatura, es posible obtener una resistencia mucho mejor.

Austenita retenida: 2 a 25%

50 La austenita retenida es una estructura que es efectiva para la mejora de la ductilidad. Si la fracción de volumen es inferior al 2%, no se puede obtener suficiente ductilidad, por lo que el límite inferior se establece en 2%. La fracción en volumen es preferiblemente 5% o más, más preferiblemente 8% o más, desde el punto de vista de asegurar de manera confiable la ductilidad.

Por otro lado, para establecer la fracción en volumen en más de 25%, es necesario agregar una gran cantidad de elementos estabilizadores de austenita, tales como C y Mn. Como resultado, la soldabilidad se deteriora notablemente, por lo que el límite superior se establece en 25%. La fracción en volumen es preferiblemente del 21% o menos, más preferiblemente, 17%, desde el punto de vista de asegurar la soldabilidad.

- 5 Debe observarse que la estructura de lámina de acero de la lámina de acero de la presente invención con contenido de austenita retenida es efectiva desde el punto de vista de la mejora de la ductilidad, pero cuando se mantiene suficiente ductilidad, no es necesaria la presencia de la austenita retenida.

Martensita fresca: 10% o menos

- 10 La martensita fresca reduce la cedencia y la conformabilidad de brida elástica, por lo que se establece en 10% o menos en fracción en volumen. Desde el punto de vista de elevar la cedencia, la fracción en volumen se establece preferiblemente en 5% o menos, más preferiblemente, 2% o menos.

Otras estructuras metálicas

- 15 La estructura de lámina de acero de la lámina de acero de la presente invención también puede contener perlita y/o cementita gruesa u otras estructuras. Sin embargo, si la perlita y/o la cementita gruesa aumentan, la ductilidad se deteriora particularmente, por lo que la fracción en volumen en total es 10% o menos, preferiblemente 5% o menos.

- 20 La ferrita, perlita, martensita, bainita, austenita y otras estructuras metálicas que forman la estructura de lámina de acero se pueden identificar, las posiciones de la presencia pueden confirmarse, y la tasa de área puede ser medida usando un reactivo Nital y el reactivo descrito en la Publicación de Patente Japonesa (A) No. 59-219473 para corroer la sección transversal en la dirección de rodamiento de la lámina de acero, o la sección transversal en la dirección perpendicular a la dirección de rodamiento, y observando las estructuras con un microscopio óptico 1000X y microscopio electrónico de tipo transmisión o tipo barrido de 1000 a 100.000X.

Además, las estructuras pueden juzgarse a partir del análisis de la orientación del cristal por el método EBSP usando FE-SEM o medición de la dureza de microrregiones, tal como la medición de la dureza micro de Vicker.

- 25 La fracción en volumen de las estructuras que están contenidas en la estructura de lámina de acero de la lámina de acero de la presente invención puede, por ejemplo, obtenerse por el método que se muestra a continuación.

La fracción en volumen de la austenita retenida se halla por análisis de rayos X usando la superficie paralela a la superficie de la lámina de acero como la superficie observada, y a 1/4 de grosor de dicha superficie, el cálculo del porcentaje de área de la austenita retenida, y su uso como la fracción en volumen.

- 30 Las fracciones en volumen de la ferrita, ferrita bainítica, bainita, martensita templada y martensita fresca se obtienen mediante la obtención de una muestra utilizando como superficie observada una sección transversal de grosor paralela a la dirección de rodamiento de la lámina de acero, puliendo la superficie observada, grabándola con Nital, observando el intervalo de 1/8 a 3/8 de grosor desde 1/4 del grosor de la lámina por medio de un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM, conforme a sus siglas en inglés) para medir los porcentajes de área, y usando estos porcentajes como las fracciones en volumen.

- 35 Debe tenerse en cuenta que, en la observación con un FE-SEM, por ejemplo, es posible clasificar estructuras en una superficie observada de un cuadrado de 30  $\mu\text{m}$  de lados, de la siguiente manera:

- 40 La ferrita se compone de grupos de granos de cristal dentro de los cuales no están contenidos los carburos a base de hierro con ejes largos de 100 nm o más. Obsérvese que la fracción en volumen de ferrita es la suma de las fracciones en volumen de la ferrita restante a la temperatura máxima de calentamiento y la ferrita que se acaba de formar en la región de temperatura de transformación de ferrita.

- 45 La medición directa de la fracción en volumen de ferrita durante la producción es difícil, por lo que en la lámina de acero de la presente invención, se corta una pequeña pieza de lámina de acero antes de pasar por una línea de recocido continuo o línea de galvanización de sumergido en caliente continua; la pieza de acero es recocida por el mismo historial de calor que cuando se hizo correr a través de una línea de recocido continuo o línea de galvanización de sumergido en caliente continua, se mide el cambio en el volumen de la ferrita en la pieza pequeña, y el valor calculado usando los resultados se usa como la fracción en volumen de la ferrita.

La ferrita bainítica es una colección de granos de cristal con forma de listón dentro de los cuales no hay carburos a base de hierro con ejes largos de 20 nm o más.

- 50 La bainita es una colección de granos de cristal en forma de listón dentro de los cuales están contenidos carburos a base de hierro con ejes largos de 20 nm o más.

Además, los carburos se presentan en una sola variante, es decir, el grupo de carburos a base de hierro estirados en la misma dirección. Aquí, "el grupo de carburos a base de hierro estirados en la misma dirección" significa carburos con una diferencia de la dirección estirada del grupo de carburos a base de hierro dentro de 5°.

La martensita templada es una colección de granos de cristal con forma de listón dentro de los cuales están contenidos carburos a base de hierro con ejes largos de 20 nm o más. Asimismo, los carburos se dividen en varias variantes, es decir, una pluralidad de grupos de carburos a base de hierro estirados en direcciones diferentes.

5 Obsérvese que, al usar FE–SEM para observar los carburos a base de hierro en forma de listón dentro de los granos de cristal e investigar la dirección de estiramiento, es posible diferenciar fácilmente la bainita y la martensita templada.

10 La martensita fresca y la austenita retenida no son suficientemente corroídas por el grabado de Nital, así que en la observación por FE–SEM, es posible diferenciar claramente las estructuras anteriores (ferrita, ferrita bainítica, bainita y martensita templada). Por esta razón, la fracción en volumen de la martensita fresca se puede encontrar como la diferencia entre el porcentaje de área de regiones no corroídas que se obtienen por el FE–SEM, y el porcentaje de área de austenita retenida que se mide por rayos X.

La lámina de acero de la presente invención se caracteriza por contener  $4 \times 10^8$  (partículas/mm<sup>3</sup>) o más de carburos a base de hierro que contienen Si o Si y Al en 0,1% o más.

15 En la lámina de acero de la presente invención, al tener los carburos a base de hierro que incluyen Si o Si y Al, se mejora la capacidad de captura de hidrógeno de los carburos a base de hierro, y se obtiene una excelente resistencia a la fragilidad por hidrógeno (resistencia a la fractura retardada).

En primer lugar, se explicarán las razones por las cuales los inventores observaron los carburos a base de hierro.

20 Para causar la precipitación de carburos de aleación a base de V, a base de Ti, a base de Nb y a base de Mo, se necesita el tratamiento térmico a largo plazo, de modo que cuando se produce la lámina de acero en las líneas de producción de láminas de acero, tales como la línea de recocido continuo o la línea de galvanización de sumergido en caliente, no es posible causar la precipitación suficiente de los carburos de aleación en la lámina de acero. Para hacer que los carburos de aleación precipiten suficientemente, es necesario un tratamiento térmico adicional.

25 Para causar la precipitación de carburos de aleación a base de V, a base de Ti, a base de Nb y a base de Mo, la lámina de acero que se hizo correr a través de una línea de recocido continuo o una línea de galvanización de sumergido en caliente debe ser tratada por un largo período de tratamiento térmico adicional a una alta temperatura de aproximadamente 600°C, a la cual la difusión de elementos de aleación es fácil. Como resultado, una caída en la resistencia de la lámina de acero no puede evitarse.

30 Sobre la base de esto, los inventores observaron los carburos a base de hierro que precipitan a baja temperatura en un tiempo corto. La lámina de acero contiene una cantidad suficientemente grande de Fe, por lo que no es necesario hacer que los átomos de Fe se difundan a largas distancias a fin de causar la precipitación de cementita u otros carburos a base de hierro. Por esta razón, los carburos a base de hierro pueden precipitar en un corto tiempo, incluso a una temperatura baja de aproximadamente 300°C.

35 Sin embargo, los carburos a base de hierro como la cementita tienen una pequeña capacidad de captura de hidrógeno, y no contribuyen mucho para mejorar la resistencia a la fragilidad por hidrógeno (resistencia a la fractura retardada). La razón es que esto está estrechamente relacionado con el mecanismo de captura de hidrógeno. Es decir, el hidrógeno queda atrapado en la interfaz entre los precipitados y la fase base, pero los carburos a base de hierro son compatibles con la fase base y son difíciles de precipitar, por lo que se cree que la capacidad de captura de hidrógeno es pequeña.

40 Por lo tanto, los inventores estudiaron elevar la compatibilidad de los carburos a base de hierro y la fase base e impartir capacidad de captura de hidrógeno a los carburos a base de hierro. Como resultado, mientras que el mecanismo detallado no está claro, se sabe que si se incluye "Si" o "Si y Al" en los carburos a base de hierro, la resistencia a la fragilidad por hidrógeno (resistencia a la fractura retardada) se mejora en gran medida.

Al hacer que los carburos a base de hierro contengan Si o Al, la compatibilidad de los carburos a base de hierro y la fase base se eleva, y la capacidad de captura de hidrógeno se mejora.

45 Sin embargo, Si y Al no forman soluciones sólidas en absoluto en cementita, y retrasan en gran medida la precipitación de cementita, por lo que es difícil causar la precipitación de carburos a base de hierro que contienen "Si" o "Si y Al".

Los inventores se dedicaron a un mayor desarrollo y obtuvieron los siguientes descubrimientos.

50 Mediante el enfriamiento del acero a la temperatura de inicio de transformación de la martensita (punto Ms) o inferior, y transformando parte de la austenita a la fase de martensita, se produce la formación de dislocaciones que forman los sitios de nucleación de los carburos a base de hierro en grandes cantidades en la fase de martensita y sus alrededores. Incluso si se deforma dicha lámina de acero mediante la flexión–relajación, y luego se somete al tratamiento térmico a 150 a 400°C, es posible hacer que los carburos a base de hierro que contienen "Si" o "Si y Al" se precipiten en grandes cantidades en un tiempo extremadamente corto. Este punto también es un descubrimiento que forma la base de la presente invención.

Si es un elemento que retarda la precipitación de cementita y otros carburos a base de hierro, y no está contenido en

absoluto en cementita, de modo que el efecto de la mejora de la resistencia a la fractura retardada por carburos a base de hierro que contienen Si no se había descubierto anteriormente.

5 De esta manera, los inventores establecieron la técnica para hacer que carburos a base de hierro que contienen "Si" o "Si y Al" se precipiten en grandes cantidades en un tiempo extremadamente corto, con buena compatibilidad con la fase base en la estructura de lámina de acero.

Si el "Si" o "Si y Al" que está contenido en los carburos a base de hierro es inferior al 0,1%, la capacidad de captura de hidrógeno se torna insuficiente, por lo que la cantidad de "Si" o "Si y Al" que está contenida en los carburos a base de hierro se torna 0,1% o más. La cantidad es preferiblemente 0,15% o más, más preferiblemente, 0,20% o más.

10 En la lámina de acero de la presente invención, para obtener suficiente resistencia a la fragilidad por hidrógeno, es necesario incluir  $4 \times 10^8$  (partículas/mm<sup>3</sup>) o más de carburos a base de hierro. Si el número de carburos a base de hierro es inferior a  $4 \times 10^8$  (partículas/mm<sup>3</sup>), la resistencia a la fragilidad por hidrógeno (resistencia a la fractura retardada) se torna insuficiente, de modo que el número de carburos a base de hierro se establece en  $4 \times 10^8$  (partículas/mm<sup>3</sup>) o más. El número es preferiblemente  $1,0 \times 10^9$  (partículas/mm<sup>3</sup>) o más, más preferiblemente,  $2,0 \times 10^9$  (partículas/mm<sup>3</sup>).

15 La densidad y composición de los carburos a base de hierro que están contenidos en la lámina de acero de la presente invención puede medirse por un microscopio electrónico de tipo de transmisión (TEM, conforme a sus siglas en inglés) que está provisto con un espectrómetro de rayos X de tipo dispersión de energía (EDX, conforme a sus siglas en inglés), o por un microscopio iónico de campo de sonda atómica 3D (AP-FIM, conforme a sus siglas en inglés).

20 Debe observarse que los carburos a base de hierro que contienen Si o Si y Al que están contenidos en la lámina de acero de la presente invención son de varios a varias decenas de nm de tamaño, o considerablemente pequeños. Por esta razón, en el análisis de la composición por TEM usando una película delgada, a veces, no solo los carburos a base de hierro, sino también el Si y Al en la fase base, pueden medirse simultáneamente.

25 En este caso, es preferible utilizar AP-FIM para analizar la composición de carburos a base de hierro. AP-FIM puede medir cada átomo que forma un carburo a base de hierro, de manera que tiene una precisión extremadamente alta. Por esta razón, es posible usar AP-FIM para medir con precisión la composición de los microprecipitados, es decir, los carburos a base de hierro, y la densidad numérica de los carburos a base de hierro.

A continuación, se explicará la composición química de la lámina de acero de la presente invención. Debe tenerse en cuenta que, a continuación, "%" significa "% en masa".

C: 0,07 a 0,25%

30 C es un elemento que aumenta la resistencia de la lámina de acero. Si C es inferior al 0,07%, es posible asegurar una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o superior, mientras que si supera el 0,25%, la soldabilidad o la trabajabilidad se vuelve insuficiente, por lo que el contenido se establece en 0,07 a 0,25%. C es preferiblemente de 0,08 a 0,24%, más preferiblemente, 0,09 a 0,23%.

Si: 0,45 a 2,50%

35 Al: 0,005 a 2,5%

Si y Al son elementos extremadamente importantes para formar soluciones sólidas en carburos a base de hierro y mejorar la resistencia a la fragilidad por hidrógeno (resistencia a la fractura retardada). La resistencia a la fragilidad por hidrógeno se mejora notablemente por los carburos a base de hierro que contienen Si o Si y Al en 0,1% o más.

40 Cuando Si es inferior al 0,45%, la cantidad de Si en los carburos a base de hierro es reducida; el Si o Si y Al no pueden incluirse en 0,1% o más, y el efecto de la mejora de la resistencia a la fractura retardada se torna insuficiente.

Debe tenerse en cuenta que, si se incluye Al, se obtiene un efecto similar al caso de incluir Si, pero si el efecto anterior puede obtenerse suficientemente incluyendo solo Si, no es necesario incluir Al. Sin embargo, Al actúa como un material desoxidante, y se agrega en 0,005% o más.

45 Por otro lado, cuando el Si excede el 2,50% o el Al supera el 2,5%, la soldabilidad o trabajabilidad de la lámina de acero se vuelve insuficiente, por lo que el límite superior de Si se establece en 2,50%, y el límite superior de Al se establece en 2,5%.

Si es preferiblemente 0,40 a 2,20%, más preferiblemente, 0,50 a 2,00%. Al es preferiblemente de 0,005 a 2,0%, más preferiblemente, 0,01 a 1,6%.

Mn: 1,5 a 3,20%

50 Mn es un elemento que actúa para aumentar la resistencia de la lámina de acero. Si Mn es inferior al 1,5%, una gran cantidad de estructuras blandas se forman en el enfriamiento después del recocido, y una resistencia a tensión máxima

## ES 2 758 553 T3

de 900 MPa o más se torna difícil de asegurar, por lo que el límite inferior se establece en 1,5%.

Desde el punto de vista de asegurar de manera confiable una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, el límite inferior de Mn es preferiblemente 1,6%, más preferiblemente, 1,7%.

5 Por otro lado, si Mn es más de 3,20%, se produce la fragilidad debido a la segregación de Mn, el bloque de yeso se agrieta, y se producen fácilmente otros problemas y, además, se deteriora la soldabilidad, por lo que el límite superior se establece en 3,20%.

Desde el punto de vista de prevenir el agrietamiento del bloque, el límite superior de Mn es preferiblemente 3,00%, más preferiblemente, 2,80% o menos, aún más preferiblemente, 2,60% o menos.

P: 0,001 a 0,03%

10 P es un elemento que se segrega en la parte central del grosor de la lámina de acero y, además, provoca la fragilidad de la zona de soldadura. Si P excede 0,03%, la fragilidad de la zona de soldadura se torna notable, por lo que el límite superior se establece en 0,03%. Para evitar de manera confiable la fragilidad de la zona de soldadura, el contenido preferiblemente se establece en 0,02% o menos.

15 La reducción de P a menos del 0,001% es desventajosa económicamente, por lo que el límite inferior se establece en 0,001%.

S: 0,0001 a 0,01%

20 S es un elemento que tiene un efecto perjudicial sobre la soldabilidad y la capacidad de fabricación en el momento de la fundición y el momento del laminado en caliente. Por esta razón, el límite superior se estableció en 0,01%. La reducción de S a menos de 0,0001% es desventajosa económicamente, por lo que el límite inferior se estableció en 0,0001%.

Debe observarse que S se enlaza con Mn para formar Mn grueso, y disminuye la capacidad de flexión, por lo que debe reducirse tanto como sea posible.

N: 0,0001 a 0,0100%

25 N es un elemento que forma nitruros gruesos y degrada la capacidad de flexión y la capacidad de expansión de orificio. Si N supera 0,0100%, la capacidad de flexión y la capacidad de expansión de orificio se deterioran notablemente, por lo que el límite superior se estableció en 0,0100%.

Debe observarse que N se convierte en una causa de sopletes en el momento de la soldadura, por lo que preferiblemente su contenido es pequeño.

30 El límite inferior de N no tiene que ser particularmente establecido, pero si se reduce a menos de 0,0001%, el costo de fabricación aumenta considerablemente, por lo que 0,0001% es el límite inferior sustantivo. N es preferiblemente 0,0005% o más, desde el punto de vista de los costos de producción.

O: 0,0001 a 0,0080%

35 O es un elemento que forma óxidos y causa el deterioro de la capacidad de flexión y capacidad de expansión de orificio. En particular, los óxidos a menudo están presentes como inclusiones. Si se presentan en las caras terminales perforadas o caras cortadas, se forman defectos de forma de muesca u hoyuelos gruesos en las caras terminales.

Los defectos u hoyuelos se convierten en puntos de concentración de tensión y puntos de partida de agrietamiento en el momento de la flexión o del trabajo fuerte, por lo que causan gran deterioro de la capacidad de expansión de orificio o la capacidad de flexión.

40 Cuando O excede 0,0080%, la tendencia anterior se torna notable, por lo que el límite superior se estableció en 0,0080%. El límite superior preferible es 0,0070%.

Por otro lado, la reducción de O a menos de 0,0001% lleva a costos excesivamente más altos y no es preferible económicamente, por lo que el límite inferior se estableció en 0,0001%. El límite inferior de O es preferiblemente 0,0005%.

45 Sin embargo, incluso si se reduce O a menos de 0,0001%, es posible asegurar una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más y una excelente resistencia a la fractura retardada.

En la lámina de acero de la presente invención, los siguientes elementos están contenidos de acuerdo con la necesidad.

Ti: 0,005 a 0,09%

5 Ti es un elemento que contribuye a elevar la resistencia de la lámina de acero por fortalecimiento de precipitación, fortalecimiento por reducción del tamaño de grano por supresión del crecimiento de granos de cristal de ferrita, y fortalecimiento de dislocación a través de la supresión de la recristalización. Además, Ti es un elemento que suprime la formación de nitruros por B.

B es un elemento que contribuye al control estructural en el momento del laminado en caliente y al control estructural y la mayor resistencia en la instalación de recocido continuo o instalación de galvanización de sumergido caliente continuo, pero si B forma un nitruro, este efecto no se puede obtener, entonces se agrega Ti para suprimir la formación de nitruros por B.

10 Sin embargo, si Ti excede 0,09%, la precipitación de carbonitruros se vuelve mayor, y la conformabilidad se vuelve inferior, por lo que el límite superior se establece en 0,09%. Por otro lado, si Ti es inferior al 0,005%, el efecto de la adición de Ti no se obtiene suficientemente, por lo que el límite inferior se estableció en 0,005%.

Ti es preferiblemente de 0,010 a 0,08%, más particularmente, 0,015 a 0,07%.

Nb: 0,005 a 0,09%

15 Nb, como Ti, es un elemento que contribuye a elevar la resistencia de la lámina de acero por fortalecimiento de precipitación, fortalecimiento por reducción del tamaño de grano por supresión del crecimiento de granos de cristal de ferrita, y fortalecimiento de dislocación a través de la supresión de la recristalización.

20 Sin embargo, si Nb supera el 0,09%, la precipitación de carbonitruros se torna mayor, y la conformabilidad se vuelve inferior, por lo que el límite superior se establece en 0,09%. Por otro lado, si Nb es inferior al 0,005%, el efecto de la adición de Nb no se obtiene suficientemente, por lo que el límite inferior se estableció en 0,005%.

Nb es preferiblemente 0,010 a 0,08%, más preferiblemente, 0,015 a 0,07%.

La lámina de acero de la presente invención puede contener uno o más de B: 0,0001 a 0,01%, Ni: 0,01 a 2,0%, Cu: 0,01 a 2,0%, y Mo: 0,01 a 0,8%.

B: 0,0001 a 0,01%

25 B es un elemento que retarda la transformación de austenita a ferrita para contribuir a una mayor resistencia de la lámina de acero. Además, B es un elemento que retarda la transformación de austenita a ferrita en el momento del laminado en caliente, de modo de hacer la estructura de la lámina laminada en caliente como una estructura monofásica de bainita y elevar la uniformidad de la lámina laminada en caliente y contribuir a la mejora de la capacidad de flexión.

30 Si B es inferior al 0,0001%, el efecto de la adición de B no se obtiene suficientemente, por lo que el límite inferior se establece en 0,0001%. Por otro lado, si B excede 0,01%, no solo el efecto de la adición se satura, sino que la capacidad de fabricación en el momento del laminado en caliente cae, de modo que el límite superior se establece en 0,01%.

B es preferiblemente de 0,0003 a 0,007%, más preferiblemente, 0,0005 a 0,0050%.

Cr: 0,01 a 2,0%

35 Ni: 0,01 a 2,0%

Cu: 0,01 a 2,0%

Mo: 0,01 a 0,8%

40 Cr, Ni, Cu y Mo son elementos que contribuyen a la mejora de la resistencia de la lámina de acero, y pueden ser usados en lugar de parte del Mn. En la lámina de acero de la presente invención, es preferible agregar uno o más de Cr, Ni, Cu y Mo en cantidades respectivas de 0,01% o más.

Si las cantidades de los elementos exceden los límites superiores de los elementos, la capacidad de decapado, la soldabilidad, la trabajabilidad en caliente, etc. se deterioran, por lo que los límites superiores de Cr, Ni y Cu se establecen en 2,0%, y el límite superior de Mo se establece en 0,8%.

V: 0,005 a 0,09%

45 V, como Ti y Nb, es un elemento que contribuye a aumentar la resistencia de la lámina de acero por fortalecimiento de precipitación, fortalecimiento por reducción del tamaño de grano por supresión del crecimiento de granos de cristal de ferrita, y fortalecimiento de dislocación a través de la supresión de la recristalización. Además, V es un elemento que también contribuye a mejorar las características de fractura retardada.

Por esta razón, al producir láminas de acero con una resistencia a tensión máxima de más de 900 MPa, es preferible agregar V.

Sin embargo, si V excede 0,09%, se precipitan una mayor cantidad de carbonitruros, y la conformabilidad se deteriora. Además, si V es mayor, cuando se ejecuta la lámina de acero a través de una línea de recocido continuo o una instalación de galvanización de sumergido en caliente continuo, la recristalización de la ferrita se retrasa en gran medida. Después del recocido, la ferrita no recristalizada permanece y causa una gran caída en la ductilidad. Por esta razón, se establece el límite superior de V en 0,09%.

Por otro lado, si V es menor que 0,005%, el efecto de la adición de V se vuelve insuficiente, por lo que el límite inferior se establece en 0,005%. V es preferiblemente de 0,010 a 0,08%, más preferiblemente, 0,015 a 0,07%.

10 La lámina de acero de la presente invención puede además contener uno o más de Ca, Ce, Mg y REM en un total de 0,0001 a 0,5%.

Ca, Ce, Mg y REM son elementos que contribuyen a la mejora de la resistencia o la mejora de la calidad. Si el total de uno o más de Ca, Ce, Mg y REM es inferior al 0,0001%, no puede obtenerse un efecto suficiente de la adición, por lo que el límite inferior del total se establece en 0,0001%.

15 Si el total de uno o más de Ca, Ce, Mg y REM es superior al 0,5%, la ductilidad se deteriora, y la conformabilidad se empobrece, por lo que se establece el límite superior en 0,5%. Obsérvese que "REM" es una abreviatura de "metal de tierras raras", e indica un elemento que pertenece a los lantanoides.

En la lámina de acero de la presente invención, REM o Ce a menudo se agrega por medio de un metal de Misch. Además, a veces se incluyen elementos de los lantanoides distintos de La o Ce, en combinación.

20 Incluso si la lámina de acero de la presente invención contiene elementos de los lantanoides distintos de La o Ce como impurezas, se obtiene el efecto ventajoso de la presente invención. Además, incluso si contiene metal La o Ce, se obtiene el efecto ventajoso de la presente invención.

La lámina de acero de la presente invención incluye lámina de acero que tiene una capa galvanizada o una capa galvanizada y recocida en su superficie. Al formar una capa galvanizada en la superficie de la lámina de acero, puede asegurarse una excelente resistencia a la corrosión.

25 Además, al formar una capa galvanizada y recocida en la superficie de la lámina de acero, puede asegurarse una excelente resistencia a la corrosión y una excelente adhesión de la pintura.

A continuación, se explicará el método de producción de la lámina de acero de la presente invención (de aquí en adelante, a veces referido como "el método de producción de la presente invención").

30 Para producir la lámina de acero de la presente invención, primero, se funde un bloque que tiene la composición química mencionada anteriormente. Como el bloque para ser utilizado en el laminado en caliente, puede usarse un bloque fundido continuamente, o un bloque que es producido por un fundidor de bloque delgado, etc. El método de producción de la lámina de acero de la presente invención es compatible con un proceso tal como la laminación directa por fundición continua (CC-DR, conforme a sus siglas en inglés), donde el acero es fundido, y luego, inmediatamente laminado en caliente.

La temperatura de calentamiento del bloque se establece en 1050°C o más. Si la temperatura de calentamiento del bloque es excesivamente baja, la temperatura de laminado final cae por debajo del punto de Ar<sub>3</sub>, y se produce el laminado de doble fase de ferrita y austenita. La estructura de lámina laminada en caliente se torna una estructura de grano mixto desapareja.

40 Si la estructura de la lámina de acero laminada en caliente es una estructura de grano mixto desapareja, la estructura desapareja no es eliminada, incluso después del laminado en frío y el recocido, y la lámina de acero se torna inferior en términos de ductilidad y capacidad de flexión.

La lámina de acero de la presente invención tiene una gran cantidad de elementos de aleación añadidos para asegurar una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más luego del recocido, por lo que la resistencia en el momento del laminado final también tiende a ser más alta.

45 La reducción de la temperatura de calentamiento del bloque lleva a una caída en la temperatura de laminado final, lleva a un nuevo aumento en la carga de laminado, que es difícil de laminar, o lleva a defectos de forma de la lámina de acero después del laminado, por lo que la temperatura de calentamiento del bloque se establece en 1050°C o más.

El límite superior de la temperatura de calentamiento del bloque no tiene que estar particularmente establecido, si bien el aumento excesivo de la temperatura de calentamiento del bloque no es preferible económicamente, por lo que el límite superior de la temperatura de calentamiento del bloque se establece preferiblemente inferior a 1300°C.

50

Debe observarse que la temperatura de  $Ar_3$  se calcula mediante la siguiente fórmula:

$$Ar_3 = 901 - 325x_C + 33x_{Si} - 92x \left( \frac{Mn + Ni}{2} + \frac{Cr}{2} + \frac{Cu}{2} + \frac{Mo}{2} \right)$$

En la fórmula anterior, C, Si, Mn, Ni, Cr, Cu y Mo son los contenidos (% en masa) de los elementos respectivos.

5 El límite superior de la temperatura de laminado final no tiene que estar particularmente establecido, pero si la temperatura de laminado final es excesivamente alta, la temperatura de calentamiento del bloque debe establecerse excesivamente alta para asegurar esta temperatura, por lo que el límite superior de la temperatura de laminado final es preferiblemente 1000°C.

10 La temperatura de bobinado es de 400 a 670°C. Si la temperatura de bobinado es superior a 670°C, la estructura de la lámina laminada en caliente se forma con ferrita gruesa o perlita, la irregularidad de la estructura recocida se torna mayor, y el producto final se deteriora en términos de capacidad de flexión, por lo que el límite superior se establece en 670°C.

15 El enfriamiento a una temperatura que excede los 670°C provoca que el grosor de los óxidos que se forman en la superficie de la lámina de acero aumente excesivamente y se degrade la capacidad de decapado, por lo que esto no se prefiere. La temperatura de bobinado es preferiblemente 630°C o menos, desde el punto de vista de tornar más fina la estructura después del recocido, de modo de elevar el equilibrio de resistencia–ductilidad y, además, mejorar la capacidad de flexión por dispersión uniforme de la fase secundaria.

Si la temperatura de bobinado es inferior a 400°C, la resistencia de la lámina laminada en caliente aumenta bruscamente, y las fracturas de la lámina o los defectos de forma en el momento del laminado en frío son fácilmente inducidos, por lo que el límite inferior de la temperatura de bobinado se establece en 400°C.

20 Debe observarse que también es posible unir láminas laminadas gruesas entre sí en el momento del laminado en caliente, para el laminado continuo final. Además, la lámina laminada gruesa también puede ser bobinada una vez.

25 La lámina de acero laminada en caliente así producida es decapada. El decapado elimina los óxidos de la superficie de la lámina de acero, por lo que es importante para la capacidad de conversión química de la lámina de acero laminada en frío de alta resistencia del producto final, o para la mejora de la capacidad de formación de lámina de sumergido en caliente de la lámina de acero laminada en frío para una lámina de acero galvanizada por sumergido en caliente o galvanizada y recocida por sumergido en caliente. El decapado puede realizarse de una sola vez, o se puede realizar dividido en varios tratamientos.

30 La lámina de acero laminada en caliente decapada es laminada en frío por una corriente de 40 a 70%, luego, es suministrada a una línea de recocido continua o una línea de galvanización de sumergido en caliente continua. Si la corriente es inferior al 40%, se torna difícil mantener la forma de la lámina de acero plana, y además, la ductilidad del producto final se deteriora, por lo que el límite inferior de la corriente se establece en 40%.

35 Si la corriente supera el 70%, la carga de laminado se torna demasiado grande, y el laminado en frío se torna difícil, por lo que el límite inferior de la corriente se establece en 70%. La corriente es preferiblemente 45 a 65%. Debe observarse que, incluso si no se prescribe particularmente el número de pases de laminado y la corriente para cada pase, se obtiene el efecto ventajoso de la presente invención, de modo que el número de pases de laminado y la corriente para cada pase no tienen que ser necesariamente prescritos.

A continuación, la lámina de acero laminada en frío se hace correr a través de una línea de recocido continuo para producir una lámina de acero laminada en frío de alta resistencia. En este momento, esto es realizado por la primera condición que se muestra a continuación:

40 Debe observarse que, según el método de la presente invención, la temperatura final de enfriamiento es del punto Ms al punto Ms –100°C.

Primeras condiciones

45 Cuando se hace correr una lámina de acero laminada en frío a través de una línea de recocido continua, la lámina de acero laminada en frío es recocida a una temperatura de calentamiento máxima de 760 a 900°C, luego, se enfría con una velocidad de enfriamiento promedio de 1 a 1000°C/s hasta la temperatura final de enfriamiento, a continuación, es sometida a rodillos de un radio de 800 mm o menos mediante la flexión–relajación, y luego se trata térmicamente en la región de temperatura de 150 a 400°C durante 5 segundos o más.

50 En el método de producción de la presente invención, la lámina de acero laminada en frío de alta resistencia que se obtiene haciendo correr el acero a través de la línea de recocido continua bajo las primeras condiciones puede ser electrogalvanizada y convertida en una lámina de acero galvanizada de alta resistencia.

Además, en el método de producción de la presente invención, la lámina de acero laminada en frío anterior se puede hacer correr a través de la línea de galvanización de sumergido en caliente continua para producir la lámina de acero galvanizada de alta resistencia. En este caso, el método de producción de la presente invención se realiza bajo las

segundas condiciones o las terceras condiciones que se muestran a continuación.

Segundas condiciones

5 Cuando se hace correr una lámina de acero laminada en frío a través de una línea de galvanización de sumergido en caliente continua, la lámina de acero laminada en frío es recocida por una temperatura máxima de calentamiento de 760 a 900°C, luego, es enfriada por una velocidad de enfriamiento promedio de 1 a 1000°C/s, luego es sumergida en un baño de galvanización, enfriada por una velocidad de enfriamiento promedio de 1°C/s o más hasta la temperatura final de enfriamiento, luego, es tratada térmicamente en una región de temperatura de 150 a 400°C durante 5 segundos o más.

10 Con este método de producción, es posible obtener una lámina de acero galvanizada de alta resistencia que se forma con una capa galvanizada sobre la superficie de la lámina de acero, y que es excelente en resistencia a la fractura retardada.

Terceras condiciones

15 Al hacer correr una lámina de acero laminada en frío a través de una línea de galvanización de sumergido en caliente continua, de la misma manera que las segundas condiciones, la lámina se sumerge en un baño de galvanización, luego se deja en una región de temperatura de 460 a 600°C, a continuación se enfría mediante una velocidad de enfriamiento promedio de 1°C/s o más hasta la temperatura final de enfriamiento.

Si se realiza dicho tratamiento de aleación, es posible obtener una lámina de acero galvanizada de alta resistencia que se forma con una aleación de Zn-Fe con la cual la capa galvanizada se forma en aleación en la superficie de la lámina de acero, y que por lo tanto, tiene una capa galvanizada o de aleación.

20 En el método de producción de la presente invención, la razón para establecer la temperatura de calentamiento máxima de 760 a 900°C cuando se lamina la lámina de acero laminado en frío a través de una línea de recocido continuo o una línea de galvanización de sumergido en caliente continua es hacer que la cementita que se precipita en la lámina laminada en caliente o la cementita que se precipita durante el calentamiento en la línea de recocido continua o línea de galvanización de sumergido en caliente continua se funda, y asegurar una fracción de volumen suficiente de austenita.

Si la temperatura máxima de calentamiento es inferior a 760°C, se requiere mucho tiempo para fundir la cementita, y la productividad cae, la cementita permanece sin fundir, la fracción en volumen de martensita después del enfriamiento cae, y ya no puede asegurarse una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más.

30 Debe observarse que, incluso si la temperatura máxima de calentamiento supera los 900°C, no hay ningún problema en términos de calidad, pero la economía es pobre, por lo que esto no se prefiere.

El tiempo de permanencia en el momento del recocido y el calentamiento puede determinarse adecuadamente de acuerdo con la temperatura máxima de calentamiento, por lo que no tiene que limitarse particularmente, pero se prefieren 40 a 540 segundos.

35 En el método de producción de la presente invención, cuando se hace correr la lámina de acero laminada en frío a través de una línea de recocido continua, después del recocido, la lámina tiene que enfriarse con una velocidad de enfriamiento promedio de 1 a 1000°C/s hasta la temperatura final de enfriamiento.

Si la velocidad de enfriamiento promedio es inferior a 1°C/s, no es posible suprimir la formación de un exceso de estructura de perlita mediante un proceso de enfriamiento y tampoco es posible asegurar una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más.

40 Incluso si aumenta excesivamente la velocidad de enfriamiento promedio, no se produce ningún problema en términos de calidad, pero se requiera una excesiva inversión de capital, por lo que la velocidad de enfriamiento promedio es preferiblemente 1000°C/s o menos.

45 En el método de producción de la presente invención, la lámina de acero que se enfría mediante una velocidad de enfriamiento promedio de 1 a 1000°C/s hasta la temperatura final de enfriamiento es deformada por rodillos de un radio de 800 mm por flexión-relajación. Esto se hace para introducir dislocaciones en la lámina de acero, y promover la precipitación de carburos a base de hierro que contienen Si o Al.

Si el radio de los rodillos es superior a 800 mm, es difícil introducir eficientemente las dislocaciones en la estructura de la lámina de acero por deformación de flexión-relajación, de modo que el radio de los rodillos se establece en 800 mm o menos.

50 Al deformar la lámina de acero mediante flexión-relajación, se promueve la precipitación de carburos a base de hierro, ya que la preocupación por la reducción del grosor es menor.

Cuando se utilizan rodillos de un radio de 800 mm para deformar la lámina de acero laminada en frío mediante flexión-

relajación, si esto se realiza a la temperatura final de enfriamiento, es posible introducir dislocaciones eficientemente.

Debe observarse que, en el método de producción de la presente invención, se produce una lámina de acero con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, por lo que la deformación plástica por deformación por tracción es difícil. Además, con la deformación por tracción, existe la cuestión de la fractura de la lámina debido al estrechamiento, etc., por lo que se prefiere la deformación por flexión-relajación.

5 En el método de producción de la presente invención, la lámina de acero laminada en frío se deforma por medio de rodillos de un radio de 800 mm o menos mediante la flexión-relajación, luego se trata térmicamente en la región de temperatura de 150 a 400°C durante 5 segundos o más. Esto hace que los carburos a base de hierro que contienen Si o Si y Al se precipiten en grandes cantidades.

10 En el método de producción de la presente invención, cuando se hace correr la lámina de acero laminada en frío a través de una instalación de galvanización de sumergido en caliente continua, de la misma manera que al hacerla correr por una línea de recocido continua, la lámina de acero laminada en frío es recocida a una temperatura de calentamiento máxima de 760 a 900°C, luego se enfría mediante una velocidad de enfriamiento promedio de 1 a 1000°C/segundo, luego se sumerge en un baño de galvanización de sumergido en caliente, a continuación se enfría a través de una velocidad de enfriamiento promedio de 1°C/s o más hasta la temperatura final de enfriamiento.

15 Debido a este método, es posible obtener una lámina de acero laminada por sumergido en caliente. Debe observarse que la temperatura del baño de galvanización es preferiblemente de 440 a 480°C.

20 En el método de producción de la presente invención, cuando se hace correr la lámina de acero laminada en frío a través de una instalación de galvanización de sumergido en caliente continua, la lámina puede ser sumergida en un baño de galvanización, luego, puede formarse con ella una aleación en una región de temperatura de 460 a 600°C, luego se enfría mediante una velocidad de enfriamiento promedio de 1°C/s o más hasta la temperatura final de enfriamiento.

25 Por este método, es posible obtener una lámina de acero galvanizado de alta resistencia, que tiene una aleación de capa galvanizada con la superficie de la lámina de acero. Al hacer la lámina de acero una lámina de acero galvanizada por sumergido en caliente o una lámina de acero galvanizada y recocida, es posible elevar la resistencia al óxido de la lámina de acero.

30 Preferiblemente, la atmósfera en el horno de recocido de la línea de recocido continua o la línea de galvanización por sumergido en caliente continua en el momento de la producción de la lámina de acero laminada en frío de alta resistencia o la lámina de acero galvanizada de alta resistencia se establece en una atmósfera que contiene H<sub>2</sub> en 1 a 60% en volumen y que tiene un balance de N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O, O<sub>2</sub>, e impurezas inevitables.

Además, el logaritmo  $\log (P_{H_2O}/P_{H_2})$  de la presión parcial del agua y la presión parcial de hidrógeno en la atmósfera anterior se establece preferiblemente como

$$-3 \leq \log (P_{H_2O}/P_{H_2}) \leq -0,5$$

35 Si se establece la atmósfera en el horno de recocido como la atmósfera anterior, antes del Si, Mn y Al que están contenidos en la lámina de acero se difundan en la superficie de la lámina de acero, el O que se difunde dentro de la lámina de acero y el Si, Mn y Al dentro de la lámina de acero reaccionan, por lo cual se forman óxidos dentro de la lámina de acero, y se evita que estos óxidos se formen en la superficie de la lámina de acero.

40 Por lo tanto, al establecer la atmósfera en el horno de recocido como la atmósfera anterior, es posible suprimir la aparición de la falta de formación de lámina debido a la formación de óxidos en la superficie de la lámina de acero, es posible promover una reacción de aleación, y es posible para evitar el deterioro de la capacidad de conversión química debido a la formación de óxidos.

45 Debe observarse que la relación de la presión parcial del agua y la presión parcial de hidrógeno en la atmósfera en el horno de recocido se puede ajustar por el método de soplado de vapor en el horno de recocido. De este modo, el método de ajuste de la relación de la presión parcial del agua y la presión parcial de hidrógeno en la atmósfera en el horno de recocido es simple y preferible.

En la atmósfera en el horno de recocido, si la concentración de H<sub>2</sub> supera el 60% en volumen, esto lleva a costos más altos, por lo que no se prefiere. Si la concentración de H<sub>2</sub> se torna menos del 1% en volumen, el Fe contenido en la lámina de acero se oxida, y la humectabilidad o adhesión de la formación de lámina de la lámina de acero puede tornarse insuficiente.

50 Si se hace que el logaritmo  $\log (P_{H_2O}/P_{H_2})$  de la presión parcial del agua y la presión parcial de hidrógeno en la atmósfera en el horno de recocido cumpla la expresión

$$-3 \leq \log (P_{H_2O}/P_{H_2}) \leq -0,5,$$

se puede asegurar suficiente capacidad de laminado, incluso con acero que contiene una gran cantidad de Si.

La razón para establecer el límite inferior de logaritmo ( $P_{H_2O}/P_{H_2}$ ) de la presión parcial del agua y la presión parcial de hidrógeno en  $-3$  es que, si es menor que  $-3$ , la relación de formación de óxidos de Si (u óxidos de Si y óxidos de Al) en la superficie de la lámina de acero aumenta, y cae la humectabilidad o la adhesión del laminado.

- 5 La razón para establecer el límite superior del logaritmo ( $P_{H_2O}/P_{H_2}$ ) de la presión parcial del agua y la presión parcial de hidrógeno en  $-0,5$ , es que incluso si  $P_{H_2O}/P_{H_2}$  se prescribe como superior a  $-0,5$ , el efecto se satura.

A diferencia de esto, por ejemplo, al no establecer la atmósfera dentro del horno de recocido como la atmósfera anterior, y se hace correr la lámina de acero laminada en frío a través de una línea de recocido continua o línea de galvanización de sumergido en caliente continua, se produce el problema que se muestra a continuación.

- 10 En el método de producción de la presente invención, para aumentar la tasa de volumen de ferrita y asegurar la ductilidad, se usa un bloque que contiene Si (o Si y Al) y que incluye Mn que aumenta la resistencia de la lámina de acero.

Si, Mn y Al son elementos que se oxidan de manera extremadamente fácil, en comparación con Fe, por lo que incluso en una atmósfera de reducción de Fe, la superficie de la lámina de acero que contiene Si (o Si y Al) y Mn se forma con óxidos de Si (u óxidos de Si y óxidos de Al) y óxidos de Mn.

- 15

Los óxidos que contienen Si, Mn o Al solos y/u óxidos que contienen Si, Mn y Al compuestos que están presentes en la superficie de la lámina de acero se convierten en la causa del deterioro de la capacidad de conversión química de la lámina de acero.

- 20 Además, estos óxidos son pobres en humectabilidad con zinc y otros metales fundidos, por lo que se convierten en causas de no laminado en la superficie de la lámina de acero que contiene Si (o Si y Al).

Además, el Si y el Al a veces causan problemas como el retraso de la aleación cuando se produce una lámina de acero galvanizado que ha sido sometida a aleación.

- 25 A diferencia de esto, si la atmósfera en el horno de recocido se establece como la atmósfera anterior, mientras que es una atmósfera reductora de Fe, el Si, Mn y Al se oxidan fácilmente, como se explicó anteriormente, los óxidos de Si, Mn y Al se forman dentro de la lámina de acero, y la formación de óxidos en la superficie de la lámina de acero se suprime.

- 30 En el método de producción de la presente invención, se funde un bloque que tiene una composición química predeterminada, la lámina de acero laminada en frío es recocida a una temperatura predeterminada y es enfriada mediante una velocidad de enfriamiento promedio predeterminada hasta la temperatura final de enfriamiento, luego la lámina se deforma mediante rodillos de un radio de 800 mm o menos mediante la flexión-relajación, y luego se trata térmicamente a una temperatura de 150 a 400°C durante 5 segundos o más, por lo que es posible hacer  $4 \times 10^8$  (partículas/mm<sup>3</sup>) o más carburos a base de hierro que contienen precipitado de "Si" o "Si y Al" en 0,1% o más. Como resultado, es posible producir una lámina de acero de alta resistencia que tiene una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más y que tiene una excelente capacidad de conformación y resistencia a la fragilidad por hidrógeno.

- 35 En el método de producción de la presente invención, cuando se produce una lámina de acero laminado en frío de alta resistencia o una lámina de acero galvanizado de alta resistencia, la presión parcial de agua y la presión parcial de hidrógeno se ajustan para controlar la atmósfera dentro del horno de recocido, si bien pueden usarse el método de control de las presiones parciales de dióxido de carbono y monóxido de carbono, o el método de soplado de oxígeno directamente en el horno, a fin de controlar la atmósfera dentro del horno de recocido.

- 40 También en este caso, de la misma manera que ajustando la presión parcial del agua y la presión parcial del hidrógeno para controlar la atmósfera en el horno de recocido, es posible provocar la precipitación de óxidos que contienen Si, Mn o Al solos y/u óxidos que contienen Si, Mn y Al compuestos dentro de la lámina de acero cerca de la capa superficial, y es posible obtener efectos similares a los efectos explicados anteriormente.

- 45 En el método de producción de la presente invención, cuando se produce una lámina de acero galvanizado de alta resistencia, para mejorar la adhesión del laminado, también es posible laminar la lámina de acero antes de recocer con uno o más elementos seleccionados de Ni, Cu, Co y Fe.

Además, en el método de producción de la presente invención, cuando se produce un laminado de acero galvanizado de alta resistencia, como el método de recocido de sumergido en un baño de galvanización, se puede emplear cualquiera de los siguientes métodos.

- 50 (a) El método Sendimir de "desengrasar, decapar, luego calentar en una atmósfera no oxidante, recocer por medio de una atmósfera reductora que contiene H<sub>2</sub> y N<sub>2</sub>, luego enfriar hasta cerca de la temperatura del baño de galvanización, y sumergir en un baño de galvanización".

(b) El método de horno de reducción total de "ajustar la atmósfera en el momento del recocido para hacer que la

superficie de la lámina de acero primero se oxide, luego usar la reducción para limpiar la superficie de la lámina de acero antes del laminado, luego sumergir en un baño de galvanización".

(c) El método de flujo de "desengrasar y decapar la lámina de acero, luego usar cloruro de amonio, etc. para el tratamiento de flujo, y luego sumergir en un baño de galvanización".

5 En el método de producción de la presente invención, cuando se hace correr la lámina de acero laminado en frío a través de una línea de recocido continua (o línea de galvanización de sumergido en caliente continua) para producir una lámina de acero laminado en frío de alta resistencia (o lámina de acero galvanizado de alta resistencia), es posible establecer la temperatura final de enfriamiento a una velocidad de enfriamiento promedio de 1 a 1000°C/s, el punto Ms al punto Ms -100°C.

10 Mediante este método, es posible producir una lámina de acero de alta resistencia que tiene carburos a base de hierro que contienen Si o Si y Al en 0,1% o más y que tiene una estructura de lámina de acero que tiene, por fracción en volumen, ferrita: 10 a 50%, ferrita bainítica y/o bainita: 10 a 60%, martensita templada: 10 a 50%, martensita fresca: 10% o menos, y preferiblemente austenita retenida: 2 a 25%.

Debe observarse que el punto Ms se calcula mediante la siguiente fórmula:

$$15 \quad \text{Punto Ms [}^\circ\text{C]} = 561 - 474C / (1 - VF) - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 5Si + 19Al$$

En la fórmula anterior, VF indica la fracción en volumen de ferrita, mientras que C, Mn, Cr, Ni, Si y Al son las cantidades de adición de estos elementos [% en masa].

20 Obsérvese que, durante la producción de la lámina de acero, es difícil medir directamente la fracción en volumen de ferrita, por lo que al determinar el punto Ms, se corta una pequeña pieza de lámina de acero laminado en frío antes de hacer correr por la línea de recocido continua, la pieza pequeña es recocida por el mismo historial de temperatura que el caso de hacer correr la pieza pequeña a través de la línea de recocido continua, se mide el volumen de ferrita de la pieza pequeña, y el resultado se usa para calcular un valor que luego se convierte en la fracción en volumen VF de la ferrita.

25 En el método de producción anterior, la lámina de acero laminada en frío obtenida es recocida por una temperatura máxima de calentamiento de 760 a 900°C. Debido a este recocido, se puede asegurar una fracción en volumen suficiente de austenita.

Si la temperatura máxima de calentamiento es inferior a 760°C, la cantidad de austenita se vuelve insuficiente, y es posible asegurar una cantidad suficiente de estructuras duras mediante la transformación de fase durante el enfriamiento a continuación. En este punto, la temperatura máxima de calentamiento se establece en 760°C o más.

30 Si la temperatura máxima de calentamiento supera los 900°C, el tamaño de partícula de la austenita se vuelve grueso, y la transformación se hace más difícil durante el enfriamiento. En particular, es difícil obtener suficientemente una estructura de ferrita blanda.

35 La lámina de acero laminado en frío se recuece a la temperatura máxima de calentamiento, luego se enfría con una velocidad de enfriamiento promedio de 1 a 1000°C/s hasta el punto Ms hasta el punto Ms -100°C (temperatura final de enfriamiento) (cuando se hace correr a través de la línea de galvanización de sumergido en caliente continua, la lámina se enfría con una velocidad de enfriamiento promedio de 1 a 1000°C/s., luego se sumerge en un baño de galvanización y se enfría con una velocidad de enfriamiento promedio de 1°C/s o más hasta el punto Ms hasta el punto Ms -100°C).

40 Si la velocidad de enfriamiento promedio es inferior a 1°C/s, la transformación de ferrita se desarrolla en exceso, la austenita no transformada se reduce, y no se pueden obtener estructuras duras suficientes. Si la velocidad de enfriamiento promedio excede los 1000°C/s, no es posible generar suficientemente estructuras de ferrita blanda.

Si la temperatura final de enfriamiento es el punto Ms al punto Ms -100°C, es posible acelerar la transformación de martensita de la austenita no transformada. Si la temperatura final de enfriamiento supera el punto Ms, no se forma martensita.

45 Si la temperatura final de enfriamiento es inferior al punto Ms -100°C, la mayoría de la austenita no transformada se convierte en martensita, y no se puede obtener una cantidad suficiente de bainita. Para dejar de lado una cantidad suficiente de austenita no transformada, la temperatura final de enfriamiento es preferiblemente el punto Ms -80°C o más, más preferiblemente, el punto Ms -60°C o más.

50 La lámina de acero se enfría hasta el punto Ms hasta el punto Ms -100°C, la lámina se deforma mediante flexión-relajación, luego se realiza el tratamiento térmico en la región de temperatura de 150 a 400°C durante 5 segundos o más. Debido a este tratamiento térmico, es posible obtener una estructura de lámina de acero que contiene carburos a base de hierro que contienen Si o Si y Al en un total de 0,1% o más, y martensita a baja temperatura con una densidad de dislocación de 10<sup>14</sup>/m<sup>2</sup> o más.

**Ejemplos**

5 A continuación, se explicarán ejemplos de la presente invención, si bien las condiciones bajo los ejemplos son una ilustración de las condiciones empleadas para confirmar la trabajabilidad y los efectos de la presente invención. La presente invención no se limita a esta ilustración de condiciones. La presente invención puede emplear diversas condiciones, siempre que se logre el objeto de la presente invención sin apartarse de la esencia de la presente invención, y siempre que se encuentren dentro del alcance de las reivindicaciones.

(Ejemplo 2)

10 Los bloques que tienen las composiciones químicas de Z a AL que se muestran en la Tabla 9 y la Tabla 10 se fundieron, luego inmediatamente después de la fundición se laminaron en caliente en las condiciones que se muestran en la Tabla 11 (temperatura de calentamiento del bloque, temperatura final de laminación en caliente). A continuación, las láminas de acero laminadas en caliente se bobinaron a las temperaturas de bobinado que se muestran en la Tabla 11 y se decaparon.

15 Después del decapado, las láminas se laminaron en frío a las corrientes que se muestran en la Tabla 11 para obtener láminas de acero laminadas en frío de 1,6 mm de grosor (láminas de acero laminadas en frío de los Ejemplos Experimentales 57 a 93 mostrados en la Tabla 11).

Tabla 9

Ej. exp.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
	% en masa							
Z	0,155	0,69	2,31	0,007	0,0029	0,051	0,0028	0,0036
AA	0,195	2,05	2,23	0,008	0,0049	0,030	0,0060	0,0033
AB	0,134	1,94	2,17	0,013	0,0052	0,041	0,0035	0,0035
AC	0,203	1,90	2,21	0,007	0,0051	0,022	0,0061	0,0011
AD	0,198	0,80	3,00	0,020	0,0010	0,187	0,0057	0,0034
AE	0,241	2,22	2,07	0,009	0,0048	0,031	0,0047	0,0025
AF	0,166	0,99	2,94	0,020	0,0013	0,370	0,0043	0,0037
AG	0,180	1,23	2,38	0,015	0,0052	0,013	0,0056	0,0030
AH	0,128	1,30	1,86	0,010	0,0011	0,519	0,0053	0,0010
AI	0,235	1,76	1,82	0,022	0,0018	0,033	0,0061	0,0037
AJ	0,220	0,79	2,99	0,018	0,0053	0,617	0,0054	0,0020
AK	0,179	1,18	2,19	0,015	0,0046	0,149	0,0015	0,0026
AL	0,119	1,66	2,55	0,010	0,0020	0,041	0,0050	0,0019

Tabla 10

Ej. exp.	Ti	Nb	B	Cr	Ni	Cu	Mc	V	Ca	Ce	Mg	REM	
	% en masa												
Z													Ej. inv.
AA													Ej. inv.
AB													Ej. inv.
AC	0,029												Ej. inv.
AD		0,009											Ej. inv.
AE			0,0008										Ej. inv.
AF				0,19									Ej. inv.

ES 2 758 553 T3

Ej. exp.	Ti	Nb	B	Cr	Ni	Cu	Mc	V	Ca	Ce	Mg	REM	
	% en masa												
AG					0,20	0,13							Ej. inv.
AH							0,11						Ej. inv.
AI									0,0007				Ej. inv.
AJ										0,0018			Ej. inv.
AK												0,0021	Ej. inv.
AL	0,025	0,011	0,0013	0,12	0,12	0,08	0,04		0,0008	0,0021			Ej. inv.

Tabla 11

Ej. exp.	Composiciones químicas	Tipo de acero	Temp. calent. bloque	Pto. trans. Ar <sub>3</sub>	Temp. final laminado en caliente	Temp. bobinado	Corriente	
			°C	°C	°C	°C	%	
57	Z	CR	1220	661	890	620	50	Ej. inv.
58	Z	CR	1190	661	880	640	50	Ej. inv.
59	Z	CR	1210	661	890	650	50	Ej. comp.
60	AA	CR	1170	700	880	510	57	Ej. inv.
61	AA	CR	1260	700	870	470	57	Ej. inv.
62	AA	GI	1210	700	870	530	57	Ej. inv.
63	AB	CR	1220	722	900	650	50	Ej. inv.
64	AB	CR	1260	722	900	630	50	Ej. inv.
65	AB	GA	1230	722	890	610	50	Ej. inv.
66	AC	CR	1250	694	960	530	50	Ej. inv.
67	AC	CR	1180	694	960	560	50	Ej. inv.
68	AC	EG	1250	694	940	510	50	Ej. inv.
69	AD	CR	1240	587	930	550	63	Ej. inv.
70	AD	GA	1260	587	930	540	63	Ej. inv.
71	AD	GI	1190	587	910	570	63	Ej. inv.
72	AE	CR	1200	705	870	470	57	Ej. inv.
73	AE	CR	1250	705	870	490	57	Ej. inv.
74	AE	EG	1210	705	850	440	57	Ej. inv.
75	AF	CR	1260	601	890	560	47	Ej. inv.
76	AF	EG	1230	601	880	540	47	Ej. inv.

ES 2 758 553 T3

Ej. exp.	Composiciones químicas	Tipo de acero	Temp. calent. bloque	Pto. trans. Ar <sub>3</sub>	Temp. final laminado en caliente	Temp. bobinado	Corriente	
			°C	°C	°C	°C	%	
77	AF	GA	1250	601	880	590	47	Ej. inv.
78	AG	CR	1230	649	960	510	63	Ej. inv.
79	AG	CR	1190	649	960	520	57	Ej. inv.
80	AG	CR	1180	649	940	540	47	Ej. comp.
81	AH	CR	1170	726	940	650	53	Ej. inv.
82	AH	GA	1240	726	940	650	53	Ej. inv.
83	AH	GA	1170	726	940	660	53	Ej. inv.
84	AT	CR	1200	715	960	570	50	Ej. inv.
85	AI	GI	1250	7,15	950	550	50	Ej. inv.
86	AI	CR	1190	715	960	550	50	Ej. comp.
87	AJ	CR	1190	580	910	580	50	Ej. inv.
88	AJ	GI	1190	580	910	560	50	Ej. inv.
89	AJ	CR	1170	580	890	600	50	Ej. comp.
90	AK	CR	1190	680	880	660	63	Ej. inv.
91	AK	GA	1170	680	880	660	63	Ej. inv.
92	AL	CR	1180	666	920	530	63	Ej. inv.
93	AL	GA	1250	666	920	510	63	Ej. inv.

5 Las láminas de acero laminadas en frío de los Ejemplos experimentales 57 a 93 se pasaron por la línea de recocido continua o la línea de galvanización de sumergido en caliente continua para producir la lámina de acero (lámina de acero laminada en frío (CR), lámina de acero electrogalvanizado (EG), lámina de acero galvanizado por sumergido en caliente (GI) y lámina de acero galvanizado y recocido en caliente (GA) de los Ejemplos Experimentales 57 a los Ejemplos Experimentales 93 que se muestran en la Tabla 11 a la Tabla 13).

10 Al hacer correr las láminas de acero a través de una línea de recocido continua, estas fueron recocidas a las temperaturas máximas de calentamiento que se muestran en la Tabla 12, luego, fueron enfriadas por las velocidades de enfriamiento promedio que se muestran en la Tabla 12 hasta las temperaturas finales de enfriamiento que se muestran en la Tabla 12, luego fueron deformadas por rodillos del radio que se muestra en la Tabla 12 mediante la flexión-relajación, luego fueron tratadas térmicamente por las temperaturas de tratamiento térmico y los tiempos que se muestran en la Tabla 12.

Tabla 12

Ejemplo experimental	Composiciones químicas	Tipo de acero	Tiempo de permanencia en calentamiento de recocido	Temperatura máxima de calentamiento	Velocidad de enfriamiento promediada	Temperatura final de enfriamiento	Punto de inicio de formación de martensita	Radio del rodillo	Temperatura del tratamiento térmico	Tiempo de tratamiento térmico	Temperatura del baño galvanico	Temperatura de aleación	Observaciones
			S	°C	°C/s	°C	°C		mm	°C	S	°C	
57	Z	CR	90	830	5	310	380	600	320	500	-	-	Ej. inv.
58	Z	CR	90	810	6	320	373	600	350	500	-	-	Ej. inv.
59	Z	CR	90	820	10	110	346	600	-	-	-	-	Ej. comp.
60	AA	CR	90	810	5	240	326	600	380	500	-	-	Ej. inv.
61	AA	CR	90	830	8	300	348	600	380	500	-	-	Ej. inv.
62	AA	GI	60	830	5	290	346	450	370	16	460	-	Ej. inv.
63	AB	CR	90	850	8	300	367	600	320	500	-	-	Ej. inv.
64	AB	CR	90	860	4	330	378	600	380	500	-	-	Ej. inv.
65	AB	GA	60	870	8	290	367	450	330	16	450	510	Ej. inv.
66	AC	CR	120	850	3	310	366	600	310	700	-	-	Ej. inv.
67	AC	CR	120	870	5	310	347	600	330	700	-	-	Ej. inv.
68	AC	EG	120	850	4	300	359	600	390	700	-	-	Ej. inv.
69	AD	CR	120	860	5	280	329	600	280	700	-	-	Ej. inv.
70	AD	GA	80	860	8	260	317	450	290	16	440	510	Ej. inv.
71	AD	GI	80	870	5	220	302	450	320	16	450	-	Ej. inv.
72	AE	CR	120	830	3	250	338	600	380	700	-	-	Ej. inv.
73	AE	CR	120	830	3	290	334	600	390	700	-	-	Ej. inv.
74	AE	EG	120	850	6	260	317	600	300	700	-	-	Ej. inv.
75	AF	CR	120	870	4	240	322	600	300	700	-	-	Ej. inv.
76	AF	EG	120	850	6	250	340	600	300	700	-	-	Ej. inv.
77	AF	GA	80	840	7	250	317	450	370	16	450	500	Ej. inv.
78	AG	CR	90	870	7	310	348	600	330	500	-	-	Ej. inv.
79	AG	CR	90	840	7	240	323	600	310	500	-	-	Ej. inv.

Ejemplo experimental	Composiciones químicas	Tipo de acero	Tiempo de permanencia en calentamiento de recocido	Temperatura máxima de calentamiento	Velocidad de enfriamiento promediada	Temperatura final de enfriamiento	Punto de inicio de formación de martensita	Radio del rodillo	Temperatura del tratamiento térmico	Tiempo de tratamiento térmico	Temperatura del baño galvánico	Temperatura de aleación	Observaciones
			s	°C	°C/s	°C	°C	mm	°C	s	°C	°C	
80	AG	CR	90	830	5	<u>340</u>	318	600	390	500	-	-	Ej. comp.
81	AH	CR	90	870	4	320	404	600	350	500	-	-	Ej. inv.
82	AH	GA	60	870	7	310	386	450	340	12	460	510	Ej. inv.
83	AH	GA	60	860	8	320	410	450	350	12	450	500	Ej. inv.
84	AI	CR	90	840	3	290	355	600	350	500	-	-	Ej. inv.
85	AI	GI	60	870	3	290	327	450	370	12	460	-	Ej. inv.
86	AI	CR	90	850	5	240	340	600	<u>700</u>	140	-	-	Ej. comp.
87	AJ	CR	90	820	5	230	319	600	250	500	-	-	Ej. inv.
88	AJ	GI	60	830	3	270	336	450	300	12	450	-	Ej. inv.
89	AJ	CR	90	810	6	180	312	600	<u>680</u>	140	-	-	Ej. comp.
90	AK	CR	90	860	4	300	371	600	300	500	-	-	Ej. inv.
91	AK	GA	60	840	5	270	344	450	290	12	450	500	Ej. inv.
92	AL	CR	90	860	4	310	361	600	370	500	-	-	Ej. inv.
93	AL	GA	60	850	3	320	371	450	380	12	450	520	Ej. inv.

5 Parte de los ejemplos experimentales que se realizaron a través de la línea de recocido continua se electrogalvanizaron para producir láminas de acero electrogalvanizadas (EG) mediante los siguientes métodos. Las láminas de acero que se hicieron correr a través de la línea de recocido continua se pretrataron para el laminado para desengrase alcalino, se enjuagaron, se decaparon y enjuagaron, en ese orden. A continuación, se utilizaron sistemas de electrogalvanización de tipo circulación de solución que usaban baños de laminado compuestos de sulfato de zinc, sulfato de sodio y ácido sulfúrico para galvanizar las láminas de acero pretratadas con una densidad de corriente de 100A/dm<sup>2</sup>.

10 Al hacer correr las láminas de acero a través de una línea de galvanización de sumergido en caliente continua, las láminas fueron recocidas por las temperaturas máximas de calentamiento que se muestran en la Tabla 12 y los tiempos de permanencia que se muestran en la Tabla 12, luego se enfriaron mediante las velocidades de enfriamiento promedio que se muestran en La Tabla 12, a continuación se sumergieron en baños de galvanización de las temperaturas que se muestran en la Tabla 12, se enfriaron mediante las velocidades de enfriamiento promedio que se muestran en la Tabla 12 hasta las temperaturas finales de enfriamiento que se muestran en la Tabla 12, luego se deformaron con rodillos de los radios que se muestran en la Tabla 12 mediante la flexión-relajación, luego fueron tratadas térmicamente por las temperaturas de tratamiento térmico y los tiempos que se muestran en la Tabla 12.

15 Parte de los ejemplos experimentales que se hicieron a través de la línea de galvanización por sumergido en caliente continua se sumergieron en un baño de galvanización, luego se sometieron a aleación a las temperaturas que se

muestran en la Tabla 12, luego se enfriaron por las velocidades de enfriamiento promedio que se muestran en la Tabla 12 hasta las temperaturas finales de enfriamiento que se muestran en la Tabla 12.

Debe observarse que, al hacer correr las láminas de acero a través de una línea de galvanización de sumergido en caliente, las velocidades de enfriamiento promedio se igualaron antes y después del sumergido en un baño de galvanización.

Las láminas de acero de los Ejemplos experimentales 57 a 93, (CR), (EG), (GI) y (GA) indicados en la Tabla 11 a la Tabla 13) se investigaron para determinar las cantidades de Si o Si y Al contenidas en los carburos a base de hierro y el número de carburos a base de hierro por unidad de volumen (densidad numérica) mediante los siguientes métodos: Las láminas de acero se investigaron para detectar las estructuras de las láminas de acero en el interior de las láminas de acero mediante el método EBSP utilizando FE-SEM. Las tasas de volumen de las estructuras del interior de las láminas de acero se hallaron al encontrar los porcentajes de área de las estructuras mediante análisis de imágenes. Las láminas de acero se investigaron usando un microscopio iónico de campo de sonda atómica 3D (AP-FIM) a fin de hallar el contenido de Si o Si y Al en los carburos a base de hierro y el número de carburos a base de hierro por unidad de volumen (densidad numérica). Los resultados se muestran en la Tabla 13.

Tabla 13

Ejemplo experimental	Composiciones químicas	Tipo de acero	Densidad numérica de carburos a base de hierro	Contenido de Si o Si+Al	Tasa de volumen (%)						Densidad de dislocación (10 <sup>13</sup> /m <sup>2</sup> )				Resistencia a la fragilidad por hidrógeno	TS	
			partículas/mm <sup>3</sup>	%	F	B	BE	TM	M	A	B	BF	TM	M		MPa	
57	Z	CR	1,9×10 <sup>9</sup>	0,45	28	45	0	23	4	0	43	25	84	312	Buena	1054	Ej. inv.
58	Z	CR	2,6×10 <sup>9</sup>	0,62	33	28	15	15	0	9	22	58	102	–	Buena	1070	Ej. inv.
59	Z	CR	2,1×10 <sup>7</sup>	0,00	46	0	0	0	5 1	3	–	–	–	285	Mala	1105	Ej. comp.
60	AA	CR	2,0×10 <sup>9</sup>	0,32	39	0	24	29	0	8	–	55	272	–	Buena	1265	Ej. inv.
61	AA	CR	4,2×10 <sup>9</sup>	0,43	29	5	33	20	0	13	13	37	140	–	Buena	1193	Ej. inv.
62	AA	GI	5,5×10 <sup>9</sup>	0,19	30	11	32	17	0	10	24	43	180	–	Buena	1248	Ej. inv.
63	AB	CR	7,0×10 <sup>8</sup>	0,24	44	23	8	16	0	9	46	30	300	–	Buena	994	Ej. inv.
64	AB	CR	4,9×10 <sup>9</sup>	0,15	38	0	33	15	6	8	–	102	98	423	Buena	1053	Ej. inv.
65	AB	GA	4,9×10 <sup>9</sup>	0,20	44	8	19	22	0	7	58	19	263	–	Buena	937	Ej. inv.
66	AC	CR	3,9×10 <sup>9</sup>	0,35	15	5	40	26	0	14	20	75	137	–	Buena	1239	Ej. inv.
67	AC	CR	9,3×10 <sup>8</sup>	0,19	27	9	31	13	4	16	39	51	76	334	Buena	1175	Ej. inv.
68	AC	EG	1,2×10 <sup>9</sup>	0,20	20	0	37	23	6	14	–	48	225	657	Buena	1301	Ej. inv.
69	AD	CR	1,5×10 <sup>9</sup>	0,57	29	30	13	18	0	10	46	81	198	–	Buena	1222	Ej. inv.
70	AD	GA	4,4×10 <sup>9</sup>	0,54	35	32	0	31	2	0	31	–	85	145	Buena	1168	Ej. inv.
71	AD	GI	2,8×10 <sup>9</sup>	0,34	41	17	15	22	0	5	33	34	150	–	Buena	1250	Ej. inv.
72	AE	CR	5,1×10 <sup>9</sup>	0,17	21	0	31	35	0	13	–	63	77	–	Buena	1331	Ej. inv.
73	AE	CR	1,3×10 <sup>9</sup>	0,39	23	0	48	14	4	11	–	120	89	506	Buena	1286	Ej. inv.
74	AE	EG	2,2×10 <sup>9</sup>	0,29	31	15	28	19	0	7	42	156	230	–	Buena	1236	Ej. inv.

Ejemplo experimental	Composiciones químicas	Tipo de acero	Densidad numérica de carburos a base de hierro	Contenido de Si o Si+Al	Tasa de volumen (%)						Densidad de dislocación (10 <sup>13</sup> /m <sup>2</sup> )				Resistencia a la fragilidad por hidrógeno	TS	
			partículas/mm <sup>3</sup>	%	F	B	BE	TM	M	A	B	BF	TM	M		MPa	
75	AF	CR	5,5×10 <sup>9</sup>	0,48	44	13	15	25	3	0	28	58	188		Buena	1192	Ej. inv.
76	AF	EG	3,2×10 <sup>9</sup>	0,53	36	24	5	29	3	3	36	28	410	250	Buena	1167	Ej. inv.
77	AF	GA	1,5×10 <sup>9</sup>	0,16	46	5	15	21	7	6	39	19	292	481	Buena	1170	Ej. inv.
78	AG	CR	5,6×10 <sup>8</sup>	0,12	32	0	47	12	0	9	-	134	117	-	Buena	1134	Ej. inv.
79	AG	CR	2,0×10 <sup>9</sup>	0,22	43	10	16	21	3	7	20	80	370	457	Buena	1098	Ej. inv.
80	AG	CR	<u>1,8×10<sup>8</sup></u>	<u>0,00</u>	45	0	41	0	2	12	-	135	-	106	<u>Mala</u>	1045	Ej. comp.
81	AH	CR	1,1×10 <sup>9</sup>	0,15	39	8	16	24	0	13	107	48	208	-	Buena	1029	Ej. inv.
82	AH	GA	3,4×10 <sup>9</sup>	0,32	48	121	0	18	7	6	23	-	139	287	Buena	977	Ej. inv.
83	AH	GA	4,6×10 <sup>9</sup>	0,49	35	24	3	27	3	8	49	68	243	494	Buena	1008	Ej. inv.
84	AI	CR	1,7×10 <sup>9</sup>	0,26	19	19	33	22	0	7	56	198	55	<u>55</u> -	Buena	1303	Ej. inv.
85	AI	GI	9,9×10 <sup>8</sup>	0,30	33	4	32	16	0	15	36	70	162	-	Buena	1219	Ej. inv.
86	AI	CR	<u>3,2×10<sup>8</sup></u>	<u>0,04</u>	27	36	0	37	0	0	4	-	3	-	<u>Mala</u>	<u>813</u>	Ej. comp.
87	AJ	CR	5,1×10 <sup>9</sup>	0,17	31	39	0	27	3	0	34	-	94	370	Buena	1029	Ej. inv.
88	AJ	GI	4,9×10 <sup>9</sup>	0,36	22	40	7	23	5	3	56	13	240	213	Buena	1070	Ej. inv.
89	AJ	CR	<u>1,1×10<sup>8</sup></u>	<u>0,06</u>	34	18	0	48	0	0	2	-	5	-	<u>Mala</u>	<u>845</u>	Ej. comp.
90	AK	CR	5,3×10 <sup>9</sup>	0,16	26	23	14	27	0	10	15	77	196	-	Buena	1163	Ej. inv.
91	AK	GA	4,5×10 <sup>9</sup>	0,21	40	11	19	23	0	7	25	38	271	-	Buena	1148	Ej. inv.
92	AL	CR	3,7×10 <sup>9</sup>	0,12	46	0	35	13	0	6	-	290	142	-	Buena	1112	Ej. inv.
93	AL	GA	7,4×10 <sup>8</sup>	0,16	40	0	41	13	0	6	-	244	510	-	Buena	1134	Ej. inv.

Como se muestra en la Tabla 13, en los Ejemplos experimentales 57, 58, 60 a 79, 81 a 85, 87, 88 y 90 a 93 de los ejemplos de la invención de la presente invención, había 4x10<sup>8</sup> (partículas/mm<sup>3</sup>) o más carburos a base de hierro que contenían Si o Si y Al en 0,1% o más.

- 5 A diferencia de esto, en los Ejemplos experimentales 59, 80, 86 y 89 de los ejemplos comparativos, las cantidades de Si o Si y Al que están contenidas en los carburos a base de hierro fueron insuficientes, y los números de carburos a base de hierro por unidad de volumen fueron insuficientes.

- 10 Debe observarse que el Ejemplo experimental 59 es un ejemplo en el que no se pudo realizar el tratamiento térmico después del final del enfriamiento. El Ejemplo experimental 80 es un ejemplo experimental en el que la temperatura final de enfriamiento está fuera del intervalo de la presente invención. Los Ejemplos experimentales 86 y 89 son ejemplos experimentales donde la temperatura del tratamiento térmico está fuera del intervalo de la presente

invención.

5 Las láminas de acero de los Ejemplos experimentales 57 a 93 se investigaron para determinar la resistencia a la fragilidad por hidrógeno de la siguiente manera: Las láminas de acero obtenidas se cortaron para fabricar piezas de prueba de 1,2 mm x 30 mm x 100 mm, de modo que la dirección vertical a la dirección de rodamiento se torno la dirección larga y de la máquina fuera de las caras finales.

Las caras finales se mecanizaron para permitir una evaluación adecuada del efecto de mejora de la resistencia a la fractura retardada por la capa suavizada de la superficie de la lámina de acero, al evitar que se produzca una fractura retardada a partir de defectos que se introdujeron en el momento del corte.

10 A continuación, cada pieza de prueba se dobló por el método de empuje para preparar una pieza de prueba de flexión de radio 5R. La cantidad de apertura de la pieza de prueba de flexión después de la eliminación de la tensión se estableció en 40 mm.

Se fijó un medidor de deformación a la superficie de cada pieza de prueba de flexión, se sujetó con pernos para causar la deformación elástica de la pieza de prueba de flexión, y se leyó la cantidad de tensión para calcular la tensión de carga.

15 A continuación, cada pieza de prueba de flexión se sumergió en una solución acuosa de tiocianato de amonio y se cargó electrolíticamente con una densidad de corriente de 1,0 mA/cm<sup>2</sup>, para hacer que el hidrógeno penetre en la lámina de acero para una prueba de aceleración de fractura retardada.

20 Las piezas de prueba en las que no se produjeron grietas, incluso si el tiempo de carga electrolítica alcanzó las 100 horas, se evaluaron como láminas de acero que tenían una resistencia a la fractura retardada "buena", mientras que aquellas en las que se produjeron grietas se evaluaron como "pobres".

Los resultados se muestran en la Tabla 13.

Como se muestra en la Tabla 13, en los ejemplos de la invención de la presente invención, la evaluación fue "buena" y la resistencia a la fragilidad por hidrógeno fue excelente. A diferencia de esto, en los ejemplos comparativos, la evaluación fue "pobre", y la resistencia a la fragilidad por hidrógeno fue insuficiente.

25 Las láminas de acero de los Ejemplos experimentales 57 a 93 ((CR), (EG), (GI) y (GA) que se muestran en la Tabla 11 a la Tabla 13) se observaron para establecer la estructura dentro de la lámina de acero, y se midió la fracción en volumen de la estructura por el siguiente método.

30 La fracción en volumen de la austenita retenida se halló mediante el análisis de rayos X usando la superficie paralela y a 1/4 de grosor de la superficie de la lámina de acero como la superficie observada, el cálculo del porcentaje de área de austenita retenida y la conversión de esta a la fracción en volumen.

35 Las fracciones en volumen de ferrita, ferrita bainítica, bainita, martensita templada y martensita fresca se obtuvieron al obtener muestras utilizando como superficies observadas las secciones transversales en grosor paralelas a la dirección de rodamiento de la lámina de acero, puliendo las superficies observadas, grabándolas con Nital, observando los intervalos de 1/8 de grosor a 3/8 de grosor centrados en 1/4 del grosor mediante un microscopio electrónico de barrido de tipo de emisión de campo (FE–SEM) para medir los porcentajes de área, y su conversión en las fracciones en volumen .

Debe observarse que las superficies que se observaron mediante FE–SEM se hicieron cuadrados de lados de 30 µm. Las estructuras en las superficies observadas pudieron diferenciarse como se explica a continuación.

40 La ferrita se compone de grupos de granos de cristal dentro de los cuales no hay carburos a base de hierro con ejes largos de 100 nm o más. La ferrita bainítica es una colección de granos de cristal en forma de listones dentro de los cuales no se encuentran carburos a base de hierro con ejes largos de 20 nm o más.

La bainita es una colección de granos de cristal en forma de listones dentro de los cuales hay varios carburos a base de hierro con ejes largos de 20 nm o más. Además, estos carburos se dividen en varias variantes, es decir, varios grupos de carburos a base de hierro estirados en las mismas direcciones.

45 La martensita templada es una colección de granos de cristal en forma de listones dentro de los cuales hay varios carburos a base de hierro con ejes largos de 20 nm o más. Además, estos carburos se dividen en varias variantes, es decir, varios grupos de carburos a base de hierro estirados en diferentes direcciones.

50 La fracción en volumen de martensita fresca se halló como la diferencia entre el porcentaje de área de las regiones que no estaban corroídas observadas por FE–SEM, y el porcentaje de área de austenita retenida que se midió por rayos X.

Los resultados al encontrar la fracción de deposición de la estructura se muestran en la Tabla 13. Debe observarse que, en la Tabla 13, F indica ferrita, B indica bainita, BF indica ferrita bainítica, TM indica martensita templada, M indica

martensita fresca y A indica austenita retenida.

5 Como se muestra en la Tabla 13, en los Ejemplos experimentales 57, 58, 60 a 79, 81 a 85, 87, 88 y 90 a 93 de los ejemplos de la presente invención, la estructura de la lámina de acero tenía, por fracción en volumen, ferrita: 10 a 50%, ferrita bainítica y/o bainita: 10 a 60%, martensita templada: 10 a 50% y martensita fresca: 10% o menos. Cuando había austenita retenida presente, estaba presente en 2 a 25%.

10 Las láminas de acero de los Ejemplos experimentales 57 a 93 se observaron usando un microscopio electrónico de tipo transmisión para investigar la densidad de dislocación. Los Ejemplos experimentales 57 a 93 se midieron para determinar la resistencia a tensión máxima (TS) de la siguiente manera: se tomaron piezas de prueba de tracción sobre la base de JIS Z 2201 de las láminas de acero, se realizaron pruebas de tracción sobre la base de JIS Z 2241, y se midieron las tensiones de rotura máximas (TS). Los resultados se muestran en la Tabla 13.

Como se muestra en la Tabla 13, en los ejemplos de la invención de la presente invención, la densidad de dislocación de la martensita templada se tornó  $10^{14}/m^2$  o más, y la resistencia a tensión máxima fue de 900 MPa o más.

15 A diferencia de esto, en los Ejemplos experimentales 86 y 89 de los ejemplos comparativos, la temperatura del tratamiento térmico fue alta, por lo que la densidad de dislocación de la martensita templada era inferior a  $10^{14}/m^2$ , y la resistencia a tensión máxima fue insuficiente.

### **Aplicabilidad industrial**

20 Como se explicó anteriormente, según la presente invención, es posible lograr tanto una resistencia a la fractura retardada como excelente conformabilidad, y proporcionar una lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno. Debido a esto, la presente invención tiene una alta aplicabilidad en industrias que producen láminas de acero e industrias que utilizan láminas de acero.

**REIVINDICACIONES**

1. Lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno, caracterizada por que la estructura de la lámina de acero está formada por,
- 5 (a) por fracción en volumen, ferrita presente en 10 a 50%, ferrita bainítica y/o bainita, en 10 a 60%, y martensita templada, en 10 a 50%,
- (b) carburos a base de hierro que contienen Si o Si y Al en 0,1% o más, que están presentes en  $4 \times 10^8$  (partículas/mm<sup>3</sup>) o más,
- (c) opcionalmente, por fracción en volumen, martensita fresca, que está presente en 10% o menos,
- (d) opcionalmente, en fracción en volumen, austenita retenida, que está presente en 2 a 25%,
- 10 (e) opcionalmente, por fracción en volumen, perlita y/o cementita gruesa en 10% o menos, y
- en donde la lámina de acero contiene, en % en masa, C: 0,07% a 0,25%, Si: 0,45 a 2,50%, Mn: 1,5 a 3,20%, P: 0,001 a 0,03%, S: 0,0001 a 0,01%, Al: 0,005 a 2,5%, N: 0,0001 a 0,0100%, y O: 0,0001 a 0,0080% y
- 15 opcionalmente uno o más de, en % en masa, Ti: 0,005 a 0,09%, Nb: 0,005 a 0,09%, B: 0,0001 a 0,01%, Cr: 0,01 a 2,0%, Ni: 0,01 a 2,0%, Cu: 0,01 a 0,05%, Mo: 0,01 a 0,8%, V: 0,005 a 0,09%, Ca, Ce, Mg y REM, donde Ca, Ce, Mg y REM están contenidos en un total de 0,0001 a 0,5%, y
- un equilibrio de hierro e impurezas inevitables.
2. Lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno como se establece en la reivindicación 1, caracterizada por que, en dicha estructura de la lámina de acero, por fracción en volumen, martensita fresca está presente en 10% o menos.
- 20 3. Lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno como se establece en la reivindicación 1 o 2, caracterizada por que, en dicha estructura de la lámina de acero, por fracción en volumen, la austenita retenida está presente en 2 a 25%.
4. Lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno como se establece en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, caracterizada por que dichos carburos a base de hierro están presentes en la bainita y/o martensita templada.
- 25 5. Lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad de hidrógeno como se establece en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, caracterizada por que dicha lámina de acero contiene además, en % en masa, uno o ambos de Ti: 0,005 a 0,09%, y Nb: 0,005 a 0,09%.
- 30 6. Lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno como se establece en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, caracterizada por que dicha lámina de acero contiene además, en % en masa, uno o más de B: 0,0001 a 0,01%, Cr: 0,01 a 2,0%, Ni: 0,01 a 2,0%, Cu: 0,01 a 0,05%, y Mo: 0,01 a 0,8%.
- 35 7. Lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno como se establece en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, caracterizada por que dicha lámina de acero contiene además, en % en masa, V: 0,005 a 0,09%.
- 40 8. Lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno como se establece en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 7, caracterizada por que dicha lámina de acero contiene además, en % en masa, uno o más de Ca, Ce, Mg y REM en un total de 0,0001 a 0,5%.
9. Lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad de hidrógeno como se establece en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, caracterizada por que dicha lámina de acero tiene una capa galvanizada sobre su superficie.
- 45 10. Un método para producir una lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno como se establece en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8,
- dicho método se caracteriza por
- 50 (x) la fundición de un bloque que tiene una composición química como se establece en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, directamente, o después de enfriar una vez, el calentamiento a una temperatura de 1050°C o más y el laminado en caliente, terminando el laminado en caliente a una temperatura del punto de transformación

de Ar<sub>3</sub> o más, el bobinado en una región de temperatura de 400 a 670°C, el decapado, luego, el laminado en frío por una corriente de 40 a 70%, a continuación,

5 (y) el uso de una línea de recocido continua para el recocido a una temperatura máxima de calentamiento de 760 a 900°C, luego, el enfriado con una velocidad de enfriamiento promedio de 1 a 1000°C/s hasta el punto Ms al punto MS -100°C, luego

(z) la deformación del acero mediante rodillos de un radio de 800 mm o menos mediante la flexión-relajación, luego la realización de un tratamiento térmico en la región de temperatura de 150 a 400°C durante 5 segundos o más,

en donde el punto Ms se calcula mediante la siguiente fórmula:

$$\text{Punto Ms } [^{\circ}\text{C}] = 561 - 474C / (1 - VF) - 33\text{Mn} - 17\text{Cr} - 17\text{Ni} - 5\text{Si} + 19\text{Al}$$

10 en donde VF indica la fracción en volumen de ferrita, mientras que C, Mn, Cr, Ni, Si y Al son las cantidades de adición de estos elementos [% en masa].

11. El método de la reivindicación 10, que es un método para producir una lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno como se establece en la reivindicación 9,

15 y que se caracteriza por el galvanizado de la superficie de la lámina de acero después del tratamiento térmico de (z).

12. El método para producir una lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno como se establece en la reivindicación 11, caracterizado por que dicha galvanización es electrogalvanización.

20 13. El método de la reivindicación 10, que es un método para producir una lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más, que es excelente en resistencia a la fragilidad por hidrógeno como se establece en la reivindicación 9, en donde la etapa (y) es de la siguiente manera:

25 (y) el uso de una línea de galvanización de sumergido en caliente continua para el recocido a una temperatura máxima de calentamiento de 760 a 900°C, luego, el enfriamiento a una velocidad de enfriamiento promedio de 1 a 1000°C/s, a continuación, el sumergido en un baño de galvanización y el enfriamiento por un velocidad de enfriamiento promedio de 1°C /segundo o más hasta el punto Ms hasta el punto Ms -100°C.

30 14. El método para producir una lámina de acero de alta resistencia con una resistencia a tensión máxima de 900 MPa o más que es excelente en resistencia a la fragilidad de hidrógeno como se establece en la reivindicación 13, caracterizado por la realización de un tratamiento de aleación a una temperatura de 460 a 600°C después del sumergido en dicho baño de galvanización, luego el enfriamiento por una velocidad de enfriamiento promedio de 1°C/segundo o más hasta el punto Ms hasta el punto Ms -100°C.