

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 730 891**

51 Int. Cl.:

**C23C 2/02** (2006.01)

**C23C 2/06** (2006.01)

**C23C 2/28** (2006.01)

**B32B 15/01** (2006.01)

**B22D 11/115** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **31.08.2010 PCT/JP2010/064839**

87 Fecha y número de publicación internacional: **03.03.2011 WO11025042**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **31.08.2010 E 10812088 (2)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **17.04.2019 EP 2474639**

54 Título: **Lámina de acero recocido y galvanizado de alta resistencia**

30 Prioridad:

**31.08.2009 JP 2009200467**

**18.09.2009 JP 2009216986**

**18.09.2009 JP 2009217578**

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

**13.11.2019**

73 Titular/es:

**NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)**

**6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku**

**Tokyo, JP**

72 Inventor/es:

**MORIMOTO YASUHIDE;**

**FUJITA NOBUHIRO;**

**MIYASAKA AKIHIRO;**

**HONDA KAZUHIKO;**

**AZUMA MASAFUMI;**

**SUZUKI NORIYUKI y**

**NONAKA TOSHIKI**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

ES 2 730 891 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 recocido y galvanizado de alta resistencia

**Campo técnico**

La presente invención se refiere a una lámina de acero recocido y galvanizado de alta resistencia.

- 5 Se reivindica la prioridad sobre la Solicitud de Patente Japonesa N° 2009-200467, presentada el 31 de agosto de 2009, la Solicitud de Patente Japonesa N° 2009-217578, presentada el 18 de septiembre de 2009 y la Solicitud de Patente Japonesa N° 2009-216986, presentada el 18 de septiembre de 2009.

**Antecedentes de la técnica**

10 Una lámina de acero recocido y galvanizado es un ejemplo típico de una lámina de acero chapado que tiene una resistencia a la corrosión favorable. Por regla general, la lámina de acero recocido y galvanizado se fabrica desengrasando una lámina de acero, precalentando la lámina de acero en un horno no oxidante o en un horno de calentamiento directo, realizando un recocido de reducción en un horno de reducción para limpiar la superficie y asegurar la calidad del material, sumergiendo la lámina de acero en un baño de galvanización, controlando la cantidad adherida de zinc fundido y llevando a cabo la aleación. Dado que la lámina de acero tiene una excelente resistencia a la corrosión, adhesividad de la placa y similares, la lámina de acero se utiliza mucho, principalmente para automóviles, materiales de construcción y similares.

15 En particular, en los últimos años ha habido una demanda de un aumento de la resistencia de una lámina de acero chapado, tanto para asegurar una función de protección de los pasajeros en caso de colisión como para reducir el peso con el fin de mejorar el rendimiento del combustible en el campo del automóvil. Sin embargo, en general, un aumento de la resistencia resulta en una degradación de la plasticidad y, por lo tanto, se ha producido una demanda para el establecimiento de un método para aumentar la resistencia mientras se mantiene la plasticidad.

20 Los ejemplos del método para aumentar la resistencia mientras se mantiene la plasticidad incluyen los métodos descritos en los Documentos de Patente 1 y 2. Estos métodos tienen el objetivo de aumentar la resistencia y al mismo tiempo obtener una plasticidad favorable dispersando austenita residual en acero y aprovechando el hecho de que la austenita residual provoca una inducción de tensión y una inducción de deformación durante un proceso. En la lámina de acero tal como se describe en los Documentos de Patente 1 y 2 se utilizan C, Si y Mn como elementos de aleación básicos, se lleva a cabo un recocido en una región bifásica de ferrita ( $\alpha$ ) + austenita ( $\gamma$ ), y después se lleva a cabo un tratamiento térmico en una región de temperatura de aproximadamente 300 °C a 450 °C, utilizando así una transformación bainítica y obteniendo austenita residual incluso a temperatura ambiente. Sin embargo, dado que los carburos, como la cementita, tienden a precipitarse durante el tratamiento térmico de 300 °C a 450 °C y que la austenita se descompone, es necesario añadir Si o Al.

25 Sin embargo, dado que el Si y el Al son más propensos a oxidarse que el Fe, es probable que se formen óxidos que contienen Si o Al en la superficie de la lámina de acero arriba indicada. Estos óxidos tienen malas propiedades de humectación con Zn fundido y, por lo tanto, las láminas de acero que contienen Si o Al presentan el problema de que es probable que se formen partes no chapadas. Además, dichos óxidos retrasan la reacción de aleación entre Zn y Fe. Por lo tanto, en las láminas de acero que contienen Si o Al se requiere un tratamiento de aleación prolongado a alta temperatura en comparación con las láminas de acero dulce, se produce una degradación de la productividad, la austenita se descompone en una estructura bainítica que incluye perlita y carburos por el tratamiento de aleación prolongado a alta temperatura, y no es posible obtener una plasticidad excelente.

30 El Documento de Patente 3 describe un método para resolver los problemas arriba mencionados. Este método tiene el objetivo de mejorar las propiedades de humectación de las láminas de acero y Zn fundido y acelerar la reacción de aleación mediante la adición de una concentración apropiada de Al al Zn fundido.

35 Este método permite suprimir la propagación del agrietamiento por fatiga que se propaga a través de la ferrita blanda mediante un reforzamiento estructural que refuerza la ferrita blanda utilizando una estructura dura, tal como martensita dura o austenita residual, y por lo tanto este método contribuye a mejorar la durabilidad a la fatiga hasta una cierta fracción de fases duras. Sin embargo, dado que el agrietamiento por fatiga se propaga a través de estructuras blandas, existe un límite para aumentar el límite de fatiga simplemente con un aumento de la fracción de estructuras duras. Como resultado de ello, cuando la fracción de estructuras duras alcanza o supera una magnitud determinada, la resistencia de la lámina de acero aumenta, pero el límite de fatiga no aumenta. Por lo tanto, era difícil lograr un aumento tanto de la resistencia como de la durabilidad a la fatiga a un alto nivel (véase, por ejemplo, el Documento no de Patente 1).

40 Mientras tanto, dado que las láminas de acero utilizadas para automóviles o materiales de construcción tienen un espesor de lámina delgado, hay casos en los que, cuando se forma un agrietamiento por fatiga, éste penetra en el espesor de la lámina y la fractura de inmediato. Por ello, la supresión de la formación de grietas por fatiga es particularmente importante.

Las técnicas comunes para mejorar la durabilidad a la fatiga incluyen un método para utilizar el reforzamiento por precipitación (véase, por ejemplo, el Documento de Patente 4). Sin embargo, para utilizar el reforzamiento por precipitación es necesario calentar la lámina de acero a una temperatura alta, suficiente para fundir los precipitados (por ejemplo, carbonitruros de Nb o Ti), y luego enfriar la lámina de acero, y por lo tanto esta técnica se puede aplicar a láminas de acero laminadas en caliente, pero es difícil aplicar la técnica a láminas de acero laminadas en frío.

Además, el Documento de Patente 5 describe una técnica que aísla y dispersa una fase blanda (ferrita) en una segunda fase dura, y que controla que el espesor de la fase dura sea mayor que el valor especificado por el diámetro del grano de la fase blanda, lo que mejora la durabilidad a la fatiga. Sin embargo, esta técnica tiene el objetivo de suprimir la propagación de las grietas formadas en la superficie de la lámina de acero, y no de suprimir la formación de grietas en la superficie, y por lo tanto es difícil mejorar suficientemente la durabilidad a la fatiga de la lámina de acero utilizando esta técnica.

Además, el Documento de Patente 6 describe una técnica que controla las profundidades de óxidos de límite de grano en la interfase entre una capa chapada y una lámina de acero a  $0,5 \mu\text{m}$  o menos, lo que mejora la durabilidad a la fatiga. Se considera que la razón por la que se mejora la durabilidad a la fatiga consiste en que la disminución de las profundidades de los óxidos de límite de grano suprime la concentración de tensión en la interfase entre la capa chapada y la lámina de acero. Sin embargo, incluso con esta técnica, era difícil suprimir suficientemente la formación de grietas en la superficie.

Además, un método económico para reforzar una lámina de acero de alta resistencia consiste en añadir Si al acero. Sin embargo, cuando la cantidad de Si en el acero supera un 0,3% en masa, surge el problema de que las propiedades de humectación se degradan significativamente en el método de Sendzimir, en el que se usa un baño de chapado que contiene Al común, partes de la superficie no quedan chapadas y, por lo tanto, la calidad del aspecto se deteriora. Se ha informado de que este fenómeno se debe a que los óxidos de Si se concentran en la superficie de la lámina de acero durante el recocido de reducción, y las propiedades de humectación de los óxidos de Si con respecto al Zn fundido se deterioran.

Como medidas para resolver el problema arriba mencionado, el Documento de Patente 7 describe un método en el que se lleva a cabo un calentamiento en una atmósfera que tiene una relación de aire de 0,9 a 1,2 para generar óxidos de Fe, los espesores de los óxidos se controlan a  $500 \text{ \AA}$  o menos en una zona de reducción en una atmósfera que incluye  $\text{H}_2$ , y después se lleva a cabo un chapado en un baño al que se le añaden Mn y Al. Sin embargo, por las líneas de producción reales pasan varios tipos de chapas de acero que incluyen una variedad de elementos añadidos, lo que hace que sea muy difícil controlar el espesor de los óxidos. Además, los Documentos de Patente 8, 9 y similares describen métodos en los que se lleva a cabo un chapado específico para mejorar las propiedades del chapado como otras medidas para la supresión, pero estos métodos requieren el montaje de una nueva instalación de chapado en la línea de galvanizado delante del horno de recocido, o requieren un tratamiento de chapado que se lleva a cabo por adelantado en una línea de chapado eléctrico, lo que aumenta significativamente los costes.

Como láminas de acero de alta resistencia para los elementos de refuerzo de automóviles se utilizan láminas de acero que tienen una resistencia a la tracción de, por lo general, 780 MPa o más y, recientemente, 980 MPa. La lámina de acero de alta resistencia se forma generalmente mediante un proceso previsto principalmente para el doblado. Se sabe que una lámina de acero de alta resistencia que tiene una alta concentración de C aumenta la dureza de la propia lámina de acero, y la dureza media de la capa superficial de la lámina de acero, que se mide mediante el método de nanoindentación, es mayor de 3,5 GPa.

Aquí, el método de nanoindentación se refiere a uno de los métodos para evaluar las propiedades mecánicas de películas delgadas. En este método se aprieta una aguja pequeña contra el objetivo de medición de una película delgada bajo una carga determinada, se mide la profundidad de penetración de la aguja con una precisión nanométrica (nm), y se calculan los valores de propiedades, como la dureza o la elasticidad, de la película delgada.

Un problema en los casos en los que se usa una lámina de acero de alta resistencia que tiene una alta concentración de C consiste en la fragilización por hidrógeno. La fragilización por hidrógeno es una rotura producida por hidrógeno atómico que se ha introducido en el límite de grano y similares bajo una tensión de tracción, tal como una tensión residual. La fragilización por hidrógeno se puede suprimir mediante un método en el que la concentración de hidrógeno en el acero se reduce llevando a cabo un tratamiento de deshidrogenación después de haber transformado la lámina de acero en un elemento, pero el número de etapas de fabricación aumenta y los costes aumentan.

Además, cuando la capa superficial de una lámina de acero de alta resistencia es dura, es probable que se produzca agrietamiento en la capa superficial de la lámina de acero durante el proceso de doblado, que el agrietamiento evolucione durante el uso y que la lámina de acero se rompa en la dirección del espesor de la lámina. Esta degradación de las propiedades de doblado es causa de un importante problema. El Documento de Patente 4 describe un método en el que se lleva a cabo un tratamiento isotérmico durante la etapa de recocido para mejorar las propiedades de doblado, pero es esencial aplicar 3 minutos o más del tratamiento isotérmico, y este método llevado a cabo utilizando una instalación de chapado continuo disminuye considerablemente la productividad.

En los Documentos de Patente 11 y 12, se controla la estructura o la concentración de C en la porción de ferrita para

mejorar las propiedades de chapado. Estos documentos se centran en las propiedades superficiales de la ferrita mientras se lleva a cabo el chapado. Sin embargo, estos documentos no describen suficientemente el análisis, que se lleva a cabo después del chapado, de las propiedades de la porción de ferrita que está unida directamente a la interfase con la placa. En el método del Documento de Patente 12 es difícil medir la concentración de C inmediatamente debajo de la interfase, en particular a una profundidad de 1  $\mu\text{m}$  o menos.

El Documento de Patente 13 se refiere a una lámina de acero galvanizado por inmersión en caliente, que comprende: una lámina de acero de base que contiene Si en una cantidad de un 0,05 a un 2,5% y Mn en una cantidad de un 0,2 a un 3%, en masa; una capa chapada de Fe formada sobre la lámina de acero de base; y una capa de zinc galvanizada por inmersión en caliente formada sobre la capa superficial de la lámina de acero de base a través de la capa chapada de Fe, siendo dispersados de forma discontinua óxidos que contienen Si y/o Mn cerca de la interfase entre la lámina de acero de base y la capa chapada de Fe.

El Documento de Patente 14 se refiere a un proceso específico para producir un componente endurecido a partir de un acero endurecible, en el que el fleje de acero se somete a un aumento de temperatura en un horno y en este caso a un tratamiento oxidante de tal modo que se produce una capa de óxido superficial, y a continuación se lleva a cabo un revestimiento con un metal o una aleación metálica, produciendo un componente que está curado al menos parcialmente y que está austenitizado al menos parcialmente, y que a continuación se enfría y de este modo se endurece.

El Documento de Patente 15 se refiere a una lámina de acero galvanizado con Zn por inmersión en caliente que presenta un equilibrio excelente entre resistencia a la tracción y ductilidad y una excelente adhesión de revestimiento, comprendiendo una composición media de un acero de base de la misma: un 0,05-0,25% en masa de C; no más de un 2,0% en masa de Si; un 1,0-2,5% en masa de Mn; y un 0,005-0,10% en masa de Al, en donde el contenido de C en la parte de la capa superficial del acero de base directamente debajo de una capa de revestimiento no es superior a un 0,02% en masa, la estructura del acero de base contiene fase de martensita en no menos de un 50% como una fracción, incluyendo la fase de martensita tanto fase de martensita templada como fase de martensita de tamaño fino, y estando formada la parte restante de la estructura de acero de base por fase de ferrita y fase de austenita residual.

El Documento de Patente 16 se refiere a un proceso de producción específico que comprende crear el fleje a partir de acero tratado térmicamente, calentar el mismo mientras se enrolla como una bobina abierta dentro de límites de temperatura de austenitización, mantenerlo incandescente en un atmósfera libre de carbono durante al menos 90 minutos, tiempo durante el que la atmósfera absorbe carbono del acero, y enfriarlo a un ritmo acelerado.

El Documento de Patente 17 se refiere a un método específico para producir de forma estable una plancha colada para reserva de base de lámina de soporte de metal que tiene una productividad sumamente alta, en el que se forma un campo electromagnético estático en un molde de fundición continua y se suministran diferentes metales que contienen REM y no REM a los lados superior e inferior, y se ejecuta una colada continua.

El Documento de Patente 18 se refiere a un método de colada continua específico de la plancha colada de acero de capa doble, en el que se aplica un flujo magnético de CC en la dirección transversal al espesor de la plancha colada a todo lo ancho de un molde de colada continua, y la zona de campo magnético estático formada en la dirección de colada del molde con este flujo magnético de CC se realiza de modo que constituye un límite, y se suministran dos tipos de acero fundido que tienen diferentes composiciones a los lados superior e inferior, haciendo que T [0] en el acero fundido suministrado al lado inferior de la zona de campo magnético estático sea  $\leq 80$  ppm.

El Documento de Patente 19 se refiere a un proceso para producir una plancha de capa doble que comprende una capa superficial y una capa interior mediante el suministro de metal fundido a un reserva de metal fundido superior y a una reserva de metal fundido inferior que están separadas por una zona de campo magnético de corriente continua prevista dentro de un molde de colada continua o en un lugar inferior del mismo, en donde están previstas una boquilla de inmersión corta y una boquilla de inmersión larga para una artesa para colada continua dispuesta por encima del molde, un metal fundido se suministra a la reserva de metal fundido superior a través de la boquilla de inmersión corta, un metal fundido se suministra a la reserva de metal fundido inferior a través de la boquilla de inmersión larga, está previsto un orificio pasante en la parte central de cada uno de los dos tapones de artesa previstos de forma desmontable en los dos orificios de vertido de metal fundido respectivos de la artesa, en el orificio pasante se inserta un alambre de aleación para fundirlo dentro del mismo, con lo que se prepara un metal fundido que tiene una composición deseada en una de las reservas de metal fundido, y se suministra un metal fundido a la otra reserva de metal fundido desde el otro orificio de vertido de metal fundido de la artesa a través de la boquilla de inmersión.

#### Lista de citas

##### Documentos de Patente

[Documento de Patente 1] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº H05-70886.

[Documento de Patente 2] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº H05-195143.

[Documento de Patente 3] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº 2003-105516.

[Documento de Patente 4] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº 2006-57120.

[Documento de Patente 5] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº 2005-194586.

[Documento de Patente 6] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº 2003-171752.

[Documento de Patente 7] Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación nº H04-276057.

5 [Documento de Patente 8] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº H03-28359.

[Documento de Patente 9] Solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación nº H03-64437.

[Documento de Patente 10] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº 2006-9057.

[Documento de Patente 11] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº 2002-088459.

[Documento de Patente 12] Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación nº 2003-073772.

10 [Documento de Patente 13] US 2002/160221.

[Documento de Patente 14] DE 10 2007 061489.

[Documento de Patente 15] EP-A1-1 149 928.

[Documento de Patente 16] DE 10 2007 039013.

[Documento de Patente 17] Solicitud de patente japonesa no examinada, publicación nº H05-237599.

15 [Documento de Patente 18] Solicitud de patente japonesa no examinada, publicación nº H07-308738.

[Documento de Patente 19] EP-A1-0 596 134

Documentos no de patente

[Documento no de patente 1] La edición preliminar de la 40 conferencia académica de The Japan Institute of Metals, escrita por Yokomaku Toshinori y otros tres autores, 1991, página 16.

20 **Descripción de la invención**

Problema técnico

Para mejorar la durabilidad a la fatiga de una lámina de acero es necesario suprimir la formación de grietas en la superficie, pero en la técnica relacionada era difícil suprimir de forma estable la formación de grietas en la superficie. La presente invención se ha realizado teniendo en cuenta esta circunstancia, y un objeto de la presente invención  
25 consiste en proporcionar una lámina de acero galvanizado de alta resistencia que pueda producir de forma estable una durabilidad a la fatiga favorable.

Solución al problema

Para resolver el problema arriba mencionado, la presente invención proporciona una lámina de acero recocido y galvanizado tal como se define en las reivindicaciones. A continuación se resumen aspectos descritos:

30 (1) Un primer aspecto consiste en una lámina de acero galvanizado que tiene una resistencia a la tracción de 770 MPa o más, que incluye una parte de lámina de acero que contiene, en % en masa, C: de un 0,05% a un 0,50%, Si: de un 0,005% a un 2,5%, Mn: de un 0,01% a un 3,0%, Al: de un 0% a un 0,5%, Ni: de un 0% a un 2,0%, Cu: de un 0% a un 2,0%, Cr: de un 0% a un 2,0%, Mo: de un 0% a un 2,0%, B: de un 0% a un 0,002%, Ti: de un 0% a un 0,1%, Nb: de un 0% a un 0,1%, V: de un 0% a un 0,1%, REM: de un 0% a un 0,1% y Ca: de un 0% a un 0,1%, un resto de Fe e  
35 impurezas inevitables, en las que P, S y N están limitados a un 0,03% o menos, un 0,02% o menos, y un 0,0060% o menos, respectivamente, y una capa chapada formada sobre la superficie de la parte de lámina de acero, siendo la capa chapada una capa chapada galvanizada o una capa chapada recocida y galvanizada, conteniendo la capa chapada galvanizada Al: de un 0,01% a un 1,5% y uno o más seleccionados entre Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi, y REM en un total de un 0% a un 3,5%, siendo el resto Zn e impurezas inevitables, y conteniendo  
40 la capa chapada recocida y galvanizada Fe: de un 5% a un 15%, Al: de un 0,01% a un 1% y uno o más seleccionados entre Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi y REM en un total de un 0% a un 3,5%, siendo el resto Zn e impurezas inevitables, la parte de lámina de acero tiene una capa blanda que se une directamente a la interfase con la capa chapada y una capa interior que es diferente a la capa blanda, el espesor D de la capa blanda es de un 0,001% a un 5% del espesor t de la parte de lámina de acero y, cuando la dureza de la capa blanda medida por el  
45 método de nanoindentación está indicada mediante H1, y la dureza representativa de la parte de lámina de acero medida por el método de nanoindentación está indicada mediante Ha en una sección transversal que se extiende a lo largo de la dirección del espesor de la parte de lámina de acero, H1 es de un 5% a un 75% de Ha.

(2) En la lámina de acero galvanizado de acuerdo con lo anterior (1), cuando un óxido que incluye Si o Mn, o ambos, está presente en la parte de la capa superficial de la lámina de acero dentro de una profundidad  $d$  o menos desde la interfase de placa/ferrita, la profundidad  $d$  en la que está presente el óxido y  $D$  pueden cumplir  $d/4 \leq D \leq 2d$ .

5 (3) En la lámina de acero galvanizado de acuerdo con lo anterior (1), la parte de lámina de acero puede contener más de un 0,10% a un 0,50% de C.

(4) En la lámina de acero galvanizado de acuerdo con lo anterior (1), la concentración de C en la capa blanda puede ser de un 10% a menos de un 30% de la concentración de C de toda la parte de lámina de acero.

10 (5) Un segundo aspecto consiste en un método para fabricar la lámina de acero galvanizado de acuerdo con lo anterior (1), en el que las condiciones para el recocido antes del chapado en una línea de galvanización continua para la parte de lámina de acero son: la temperatura máxima de la lámina se controla a un valor de 650 °C a 900 °C; la atmósfera de recocido a la temperatura máxima de la lámina se controla de modo que contenga, en % en volumen, de un 1% a un 10% de hidrógeno y el resto compuesto por nitrógeno e impurezas inevitables; y, además, el punto de rocío se controla de modo que sea mayor de 0 °C a 50 °C.

15 (6) Un tercer aspecto consiste en un método para fabricar la lámina de acero galvanizado de acuerdo con lo anterior (1), que incluye un proceso en el que se aplica un campo magnético de corriente continua que atraviesa el espesor de una plancha para formar una zona de campo eléctrico de corriente continua durante la colada continua, y se divide una reserva superior que forma el área superior de la plancha después de la colada y una reserva inferior que forma el área inferior, y un proceso en el que se suministra a la reserva superior un material de acero compuesto por Fe o una aleación que contiene principalmente Fe.

## 20 **Efectos ventajosos de la invención**

La lámina de acero galvanizado aquí descrita y la lámina de acero recocido y galvanizado de acuerdo con un aspecto de la presente invención tienen una excelente durabilidad a la fatiga y resistencia a la fragilización por hidrógeno. Además, dado que no se produce agrietamiento en la capa superficial de la lámina de acero chapado, incluso cuando la lámina de acero se somete a un proceso de doblado, las propiedades de doblado son excelentes.

25 Además, según el método de acuerdo con un aspecto de la descripción, es posible fabricar una lámina de acero chapado que tiene una excelente durabilidad a la fatiga, resistencia a la fragilización por hidrógeno y propiedades de doblado sin degradar la productividad.

## **Breve descripción de los dibujos**

30 La FIGURA 1 es una fotografía microscópica que muestra el resultado de atacar la sección transversal de la lámina de acero típica y observar la misma utilizando un microscopio óptico.

## **Descripción de realizaciones**

35 Ninguna de las técnicas relacionadas arriba indicadas considera la mejora de la durabilidad a la fatiga de una lámina de acero chapado. La durabilidad a la fatiga es una característica de deformación en los casos en los que se aplica repetidamente una tensión suficientemente baja con respecto a la resistencia a la tracción, y es una característica indispensable para los elementos estructurales que son sometidos a una tensión repetitiva, como automóviles, máquinas de construcción y materiales de construcción. Cuando una lámina de acero es sometida a un esfuerzo repetitivo se produce una deformación fina en la lámina de acero, incluso cuando la intensidad de la tensión es menor que el límite elástico, y la acumulación de la deformación conduce a la fractura de la lámina de acero. Esta fractura es causada por el agrietamiento que se forma en la superficie y se propaga dentro de la lámina de acero. Debido a ello, es importante suprimir la formación de grietas por fatiga o suprimir la propagación del agrietamiento con el fin de mejorar la durabilidad a la fatiga.

40 En particular en los casos en los que se toma en consideración la aplicación a elementos de automóvil, existe la preocupación de que incluso un agrietamiento fino pueda actuar como punto de partida de fractura en caso de colisión de la carrocería de un vehículo. En este caso, dado que existe la preocupación de no poder obtener una estabilidad de colisión predeterminada, se considera importante suprimir el agrietamiento fino para mejorar las características de colisión. Por lo tanto, es particularmente importante suprimir la formación de grietas en la superficie para mejorar la durabilidad a la fatiga.

45 Para suprimir la formación de grietas son importantes las características de la lámina de acero chapado, en particular en una parte situada inmediatamente debajo de la interfase de placa (una parte que está unida directamente a la placa). La parte de la lámina de acero situada inmediatamente debajo de la interfase, en particular en un intervalo de 1  $\mu\text{m}$  o menos desde la interfase de placa, a veces tiene una dureza diferente a la de toda la lámina de acero debido a diversas causas, como una concentración de C mayor en comparación con toda la lámina de acero, acumulación de óxidos, y formación de una composición diferente de la estructura de acero desde el interior de la lámina de acero. Por lo tanto, se ha comprobado que es difícil obtener una durabilidad a la fatiga estable de una lámina de acero chapado si el método de fabricación y la calidad no se controlan sobre la base de una medición precisa de la dureza

55

de la lámina de acero inmediatamente debajo de la interfase de placa.

En la técnica relacionada, cuando se ha llevado a cabo una investigación de una parte de acero debajo de la interfase de placa, se ha utilizado, por ejemplo, un método en el que la placa se retira utilizando una solución que contiene inhibidor, la lámina de acero se disuelve hasta una profundidad de aproximadamente 5  $\mu\text{m}$  y se miden una concentración media de carbono y similares de la lámina de acero disuelta. Sin embargo, en los resultados de medición de los presentes inventores, hubo casos en los que no se obtuvo una correlación estable entre los resultados de medición y la durabilidad a la fatiga, en particular en láminas de acero de alta resistencia que tienen una resistencia a la tracción de 770 MPa o más. Como resultado de investigaciones adicionales se descubrió que las características de la lámina de acero en una parte a una profundidad de 1  $\mu\text{m}$  o menos desde la interfase están correlacionadas de forma precisa con la durabilidad a la fatiga. En una medición de acuerdo con la técnica relacionada, el intervalo de medición de una parte a una profundidad de 5  $\mu\text{m}$  o menos es demasiado amplio y por ello la característica de la lámina de acero inmediatamente debajo de la interfase no se puede investigar suficientemente, lo que se considera que es la causa de la mala correlación.

Además, como resultado de estudios exhaustivos repetitivos en relación con la mejora de la durabilidad a la fatiga de una lámina de acero recocido y galvanizado de alta resistencia, los inventores han descubierto que la durabilidad a la fatiga se puede mejorar sin degradar la plasticidad mediante la formación de una microestructura, en la que la relación de área de la ferrita es de un 95% o más, en la interfase entre la lámina de acero de alta resistencia y la capa chapada recocida y galvanizada con un espesor medio de 0,01  $\mu\text{m}$  a 10  $\mu\text{m}$ . En particular, siempre que la relación de área de ferrita se controle de manera adecuada inmediatamente debajo de la interfase, es decir, a una profundidad de 1  $\mu\text{m}$  o menos, la durabilidad a la fatiga se puede mejorar de forma estable.

Además, los inventores han descubierto que es posible reducir solo la dureza de una capa cercana a la interfase, que es la parte de la superficie de la lámina de acero (la proximidad de la interfase de la placa) que no afecta a la resistencia de la lámina de acero, ajustando los componentes del acero y las etapas de procesamiento. Se ha descubierto que este método puede mejorar la ductilidad de la capa cercana a la interfase, suprimir la aparición de grietas y mejorar adicionalmente la resistencia a la fragilización por hidrógeno. Además se ha descubierto que la generación de óxidos de Si y Mn en la proximidad de la capa superficial de la lámina de acero (en la proximidad de la capa cercana a la interfase) puede mejorar la resistencia a la fragilización por hidrógeno, ya que los óxidos suprimen la propagación de las grietas incluso cuando se produce agrietamiento, y, además, la formación de los óxidos dentro de la lámina de acero puede asegurar propiedades de chapado favorables.

(Primera realización)

A continuación se describirá en detalle una primera realización de la presente invención.

En primer lugar se describirán las razones por las que los componentes de la lámina de acero están limitados. Además, en la presente invención % se refiere al % en masa, a no ser que se especifique lo contrario.

(Componentes de la lámina de acero)

El C es un elemento esencial en los casos en los que se intenta aumentar la resistencia de la lámina de acero a través de un reforzamiento estructural que se logra mediante martensita o austenita residual. La razón por la que la cantidad de C se establece en un 0,05% o más consiste en que, cuando la cantidad de C es menor de un 0,05%, es probable que se genere cementita o perlita en una línea de galvanización en la que es difícil templar la lámina de acero a partir de la temperatura de recocido utilizando chorros de vapor o de agua como medio de enfriamiento, y es difícil asegurar la resistencia a la tracción necesaria. Para lograr de forma estable una alta resistencia de 770 MPa o más, la cantidad de C se establece preferiblemente en más de un 0,08%, y más preferiblemente en más de un 0,10%. Por otro lado, la razón por la que la cantidad de C se establece en un 0,50% o menos consiste en que, cuando la cantidad de C es mayor de un 0,50%, la soldabilidad se degrada de forma significativa. Mientras tanto, en los casos en los que se requiere una soldabilidad de forma más preferible, la cantidad de C se establece en un 0,25% o menos, y más preferiblemente en 0,20% o menos.

El Si es un elemento que aumenta la resistencia sin influir negativamente de forma significativa en la plasticidad, en particular en el alargamiento de la lámina de acero, y se añade en una proporción de un 0,005% a un 2,5%. La razón por la que la cantidad de Si se establece en un 0,005% o más consiste en asegurar una resistencia a la tracción suficiente. Además, para obtener de forma estable una resistencia a la tracción de 770 MPa o más, la cantidad de Si se establece más preferiblemente en un 0,5% o más, y aún más preferiblemente en un 1,0% o más. La razón por la que el límite superior de la cantidad de Si se establece en un 2,5% o menos consiste en que, siempre que el límite superior se encuentre dentro de dicho intervalo, el efecto de aumento de la resistencia no se satura y la ductilidad no se degrada. En particular, con el fin de obtener propiedades favorables de soldabilidad y chapado, el límite superior de Si se establece más preferiblemente en un 2,0%, y aún más preferiblemente en un 1,5%.

Además, cuando se añade Si en una cantidad correspondiente a cuatro veces o más la cantidad de C, el progreso de la transformación en perlita y bainita se retrasa significativamente en el recalentamiento para un tratamiento de aleación, que se lleva a cabo inmediatamente después del chapado, una microestructura en la que la ferrita incluye uno o dos tipos de un 5% a un 70% de martensita o de austenita residual por la relación de área, incluso después de

haber enfriado la lámina de acero a temperatura ambiente, y resulta fácil asegurar una resistencia suficiente.

El intervalo de la cantidad de Mn se establece en un 0,01% a un 3,0% en masa. El límite inferior en el que se manifiesta el efecto de aumento de la resistencia se ha establecido en un 0,01%, y el límite superior se ha establecido en un 3,0% desde el punto de vista de los costes de fabricación. Mientras tanto, dado que el Mn disminuye la energía libre de austenita junto con C, el Mn se añade más preferiblemente en una proporción de un 1,5% o más, y aún más preferiblemente de un 2,0% o más con el fin de estabilizar la austenita hasta que la lámina de acero se sumerja en un baño de chapado. Además, en los casos en los que se añade Mn en una cantidad correspondiente a 12 veces o más la cantidad de C, el progreso de la transformación en perlita y bainita se retrasa significativamente en el recalentamiento para un tratamiento de aleación, que se realiza inmediatamente después del chapado, una microestructura en la que la ferrita incluye uno o dos tipos de un 5% a un 70% de martensita o de austenita residual por la relación de área, incluso después de haber enfriado la lámina de acero a temperatura ambiente, y resulta fácil asegurar una resistencia suficiente. Sin embargo, cuando la cantidad añadida se vuelve excesiva, dado que es probable que se produzcan grietas en la plancha y que además se deteriora la soldabilidad, el límite superior se establece más preferiblemente en un 2,8%, y aún más preferiblemente en un 2,5% en los casos en los que se toman en consideración la resistencia, la plasticidad y los costes.

Generalmente, el acero incluye P como una impureza inevitable; sin embargo, cuando la cantidad de P supera el 0,03%, la soldabilidad por puntos se deteriora de forma significativa. Además, en este caso, en una lámina de acero de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción de más de 770 MPa, tal como la realización, tanto la tenacidad como las propiedades de laminado en frío se deterioran de forma significativa. Por lo tanto, la cantidad de P se establece en un 0,03% o menos. Una cantidad más pequeña de P da como resultado una plasticidad más favorable, y la cantidad de P se establece más preferiblemente en un 0,02% o menos, y aún más preferiblemente en un 0,01% o menos. Por otro lado, dado que la reducción de la cantidad de P a menos de un 0,001% aumenta excesivamente los costes de refinado, el límite inferior de la cantidad se establece en un 0,001%. La cantidad de P se establece preferiblemente en un 0,003% a un 0,01% en términos del equilibrio entre la resistencia, la plasticidad y los costes.

Por regla general, el acero también incluye S como impureza inevitable y, cuando la cantidad del mismo supera el 0,02%, tiene lugar una generación significativa de MnS estirado en la dirección de laminación, y esto influye negativamente en las propiedades de doblado de la lámina de acero. Por lo tanto, la cantidad de S está limitada a un 0,02% o menos. La cantidad de S se establece más preferiblemente en un 0,01% o menos, y aún más preferiblemente en un 0,005% o menos. Sin embargo, cuesta dinero reducir la cantidad de S. Desde el punto de vista de la plasticidad y la adhesividad de la placa, no es necesario reducir excesivamente la cantidad de S, y la cantidad de S se puede reducir a un nivel necesario para las condiciones de la plasticidad de laminación en caliente, resistencia a la corrosión, y similares.

En general, el acero también incluye N como impureza inevitable. Cuando la cantidad de N supera un 0,0060%, el alargamiento y la fragilidad se deterioran y, por lo tanto, la cantidad de N está limitada a un 0,0060% o menos. En particular, en los casos en los que se requiere una plasticidad favorable, la cantidad de N se establece más preferiblemente en un 0,004% o menos, y aún más preferiblemente en un 0,003% o menos. Es preferible una cantidad menor de N, pero reducir la cantidad a menos de un 0,0005% aumenta los costes en exceso, y por lo tanto el límite inferior de la cantidad se establece en un 0,0005%.

La adición de Al no es esencial; sin embargo, en los casos en los que se añade Al, el Al se añade como un elemento desoxidante del acero y muestra un efecto de refinado de un material laminado en caliente a través de AlN y la supresión del engrosamiento de los granos de cristal en una serie de procesos de tratamiento térmico, mejorando así la calidad del material. En los casos en los que se requiera este efecto, se debe añadir Al en una proporción de un 0,005% o más, y preferiblemente de un 0,01% o más. Sin embargo, si se añade más de un 0,5% de Al, los costes aumentan y las propiedades de la superficie se deterioran, por lo que la cantidad de Al se establece en un 0,5% o menos, preferiblemente en un 0,3% o menos, más preferiblemente en un 0,1% o menos, y aún más preferiblemente en un 0,05% o menos.

Además se pueden añadir uno o más de Ni, Cu, Cr, Mo, B, Ti, Nb, V, REM (por ejemplo La y Ce) y Ca al acero que contiene los elementos arriba indicados como componentes principales. El hecho de contener estos elementos no influye negativamente en los efectos de la realización y, además, hay casos preferibles en los que se mejoran la resistencia o la plasticidad dependiendo de las cantidades de los mismos. De acuerdo con la invención las cantidades son tal como se definen en la reivindicación 1. Preferiblemente, las cantidades son las siguientes: Ni: de un 0,05% a un 2,0%, Cu: de un 0,05% a un 2,0%, Cr: de un 0,05% a un 2,0%, Mo: de un 0,05% a un 2,0%, B: de un 0,0001% a un 0,002%, Ti: de un 0,001% a un 0,1%, Nb: de un 0,001% a un 0,1%, V: de un 0,001% a un 0,1%, REM: de un 0,0001% a un 0,1% y Ca: de un 0,0001% a un 0,1%.

La adición de Ni, Cu, Cr y Mo no es esencial; sin embargo, en los casos en los que se añaden Ni, Cu, Cr y Mo, de manera similar al Si, se produce una tendencia a retrasar la generación de carburos, y se ayuda al resto de austenita. Además, estos elementos de aleación disminuyen la temperatura de inicio de la transformación martensítica de la austenita. Por lo tanto, la adición de Ni, Cu, Cr y Mo es eficaz para aumentar la plasticidad o la durabilidad a la fatiga. Sin embargo, en los casos en los que la cantidad añadida de cada uno de los elementos de aleación es menor de un 0,05%, los efectos arriba mencionados no son suficientes y, por lo tanto, es deseable establecer un 0,05% como el



valor límite inferior de las cantidades añadidas de estos elementos. Por otro lado, cuando se aumenta la cantidad añadida, dado que el efecto de aumento de la resistencia se satura y que la tasa de deterioro de la ductilidad aumenta, es deseable establecer un 2% como el valor límite superior de la cantidad añadida de cada uno de estos elementos.

5 Además, cuando la cantidad total añadida de elementos Ni, Cu, Cr y Mo es superior a un 3,5%, dado que la capacidad de endurecimiento de un material de acero aumenta más de lo necesario, resulta difícil fabricar una lámina de acero que incluya principalmente ferrita y tenga una plasticidad favorable, y se produce un aumento de los costes del material de acero. Por lo tanto, el valor límite superior de la cantidad total añadida de los elementos de aleación arriba indicados se establece preferiblemente en un 3,5%.

10 La adición de B no es esencial, pero se sabe que el B es un elemento que aumenta la capacidad de endurecimiento cuando se añade, y es deseable añadir un 0,0001% o más de B para retrasar la transformación en perlita y bainita cuando se lleva a cabo el recalentamiento para un tratamiento de aleación. Sin embargo, cuando la cantidad añadida es superior a un 0,005%, dado que no se desarrolla una relación de área de ferrita suficiente durante el enfriamiento a partir de la región de temperatura coexistente de dos fases de ferrita y austenita, y que resulta difícil fabricar una lámina de acero que incluya principalmente ferrita y que tenga una plasticidad favorable, es deseable establecer un  
15 0,005% como valor límite superior, y de acuerdo con la invención se establece 0,002% como valor límite superior.

La adición de Ti, Nb y V no es esencial, pero estos elementos son eficaces para aumentar la resistencia de una lámina de acero, ya que los elementos forman carburos y nitruros (o carbonitruros) y refuerzan la fase de ferrita. Sin embargo, en los casos en los que la cantidad añadida de cada uno de estos elementos de aleación es menor de un 0,001%, los efectos arriba indicados no son suficientes y, por lo tanto, es deseable establecer un 0,001% como el valor límite inferior de las cantidades añadidas de estos elementos. Por otro lado, en los casos en los que se añade más de un  
20 0,1%, dado que se produce un aumento de los costes de un material de acero, que el efecto de aumento la resistencia se satura y que además se desperdicia C innecesariamente, es deseable establecer un 0,1% como el valor límite superior de la cantidad añadida de cada uno de los elementos.

Además, de manera similar, en los casos en los que se añaden Ti, Nb y V en una cantidad total de más de un 0,20%,  
25 dado que se produce un aumento de los costes de un material de acero, que el efecto de aumento de la resistencia se satura, y que además se desperdicia C innecesariamente, es deseable establecer el valor límite superior de la cantidad total añadida de estos elementos de aleación en un 0,2%.

La adición de REM y Ca no es esencial, pero el REM y el Ca se combinan con S otorgando una forma esferoide a las inclusiones y mejorando la capacidad de procesamiento en frío o la durabilidad a la fatiga. Sin embargo, en los casos  
30 en los que la cantidad añadida de cada uno de ellos es menor de un 0,0001%, los efectos no son suficientes. Por lo tanto, un 0,0001% es preferiblemente el límite inferior de la cantidad añadida. Además, cuando estos elementos se añaden en exceso, dado que los efectos se saturan y que los defectos en las partes soldadas aumentan, el valor límite superior de la cantidad añadida de cada uno de ellos se establece en un 0,1%.

A continuación se describirá la capa chapada recocida y galvanizada. En la realización, la capa chapada recocida y galvanizada se refiere a una capa chapada que incluye principalmente una aleación de Fe-Zn generada por dispersión de Fe en acero durante el chapado de Zn, que es causada por la reacción de aleación. Tal como se describe en la presente memoria, la cantidad de Fe se establece en un 1% a un 30%. De acuerdo con la invención, la cantidad de Fe es de un 5% a un 15%. Cuando hay una cantidad de Fe en la placa de menos de un 7% en masa, hay casos en los que se forma una aleación blanda de Zn-Fe sobre la superficie chapada y la plasticidad de prensado se deteriora,  
40 y, cuando la cantidad de Fe es superior a un 15% en masa, hay casos en los que se produce un desarrollo excesivo de una capa de aleación frágil en la interfase de ferrita, y la adhesividad de la placa se deteriora. Por lo tanto, más preferiblemente, la cantidad de Fe es de un 7% en masa a un 15% en masa.

Además, cuando se lleva a cabo la galvanización, dado que se añade Al a un baño de chapado para suprimir la reacción de aleación en el baño de chapado, en la placa se incluye de un 0,01% a un 1,5% en masa de Al. Esto se debe a que, cuando la cantidad añadida de Al es menor de un 0,01%, sobre la superficie del baño de chapado se genera de forma significativa escoria predominantemente de óxido de Zn, y el aspecto después del chapado se degrada. Dado que el efecto de supresión de la generación de escoria se satura cuando la cantidad añadida es superior a un 1,5%, el límite superior se ha establecido en un 1,5% desde el punto de vista de los costes de fabricación. La cantidad añadida de Al es más preferiblemente de un 0,05% a un 0,50%, y aún más preferiblemente de un 0,10%  
50 a un 0,30%. Además, dado que la difusión de Fe y la difusión de elementos añadidos al acero se producen al mismo tiempo en el proceso de aleación, estos elementos también se incluyen en la placa. De acuerdo con la invención, en la capa chapada recocida y galvanizada se incluye de un 0,01% a un 1% de Al.

La cantidad adherida de la placa no está particularmente limitada, pero el espesor de superficie simple es preferiblemente de 1 µm o más, y más preferiblemente de 3 µm o más desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión. Además, la cantidad adherida sobre la superficie simple es preferiblemente de 20 µm o menos desde el punto de vista de la plasticidad, la soldabilidad y eficiencia económica.  
55

Mientras tanto, también entra dentro del alcance de la realización el chapado de una capa superior o la realización de una variedad de tratamientos de conversión química, por ejemplo un tratamiento con fosfato, un tratamiento para

mejorar la soldabilidad, un tratamiento para mejorar la lubricidad o similares en la lámina de acero chapado de la realización con el fin de mejorar las propiedades de pintado y la soldabilidad.

La lámina de acero de la realización no influye negativamente en los efectos de la realización, incluso cuando en el baño de galvanización o en la placa de zinc está incluido o mezclado un total de un 3,5% o menos de uno o más de Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi y tierras raras, y, preferiblemente, a veces se mejoran la resistencia a la corrosión o la plasticidad dependiendo de la cantidad de los mismos. La cantidad adherida de la placa de zinc fundido aleado no está particularmente limitada, pero es de 20 g/m<sup>2</sup> o más desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión, y preferiblemente de 150 g/m<sup>2</sup> o menos desde el punto de vista de la eficiencia económica.

Además, dado que la lámina de acero de la realización satisface tanto una alta resistencia como una plasticidad favorable, la estructura de ferrita monofásica tiene la relación de área máxima en una estructura compleja de la microestructura en la lámina de acero. Las partes restantes de la estructura compleja consisten en una estructura no ferrítica (estructuras diferentes a la ferrita monofásica) que tiene una o más de bainita, martensita, austenita residual y similares mezcladas dentro de la misma. La relación de área de esta estructura no ferrítica se establece entre un 5% y un 70%. La razón por la que la microestructura en la lámina de acero se convierte en la estructura compleja arriba indicada consiste en que esto permite aumentar la resistencia mientras se mantiene la plasticidad favorable reforzando la ferrita blanda con la estructura no ferrítica dura. Cuando la relación de área de la estructura dura es inferior a un 5%, el efecto de aumento de la resistencia no es suficiente y, cuando la relación de área es superior a un 70%, la plasticidad se deteriora significativamente y, por lo tanto, la relación de área de la martensita o de austenita residual, o de ambas, se establece en un 5% a un 70%. En los casos en los que se requiere una plasticidad particularmente favorable, es preferible establecer la relación de área de la austenita residual en un 5% o más, y usar eficazmente el efecto TRIP (Plasticidad Inducida por Transformación). En los casos en los que se requiere una plasticidad particularmente favorable, el valor límite superior de la relación de área de la estructura no ferrítica es más preferiblemente de un 50%, y aún más preferiblemente de un 30%.

Como lámina de acero reforzado con estructura compleja se puede utilizar cualquiera de las siguientes: una lámina de acero de doble fase para la que se usa martensita como estructura dura, una estructura de acero TRIP para la que se usa la transformación por inducción de tensión de austenita residual y una lámina de acero reforzado con estructura compleja para la que se usan tanto martensita como austenita residual. Con el fin de obtener una plasticidad favorable de la lámina de acero, la ferrita se controla de modo que tenga la relación de área máxima. Dado que una mayor relación de área de ferrita mejora adicionalmente la plasticidad, la relación de área de ferrita es preferiblemente igual a un 60% o de un 60% a menos de un 95%. Además, la lámina de acero de la realización es preferiblemente una lámina de acero de alta resistencia en la que la resistencia a la tracción TS es de 490 MPa, y la relación entre la resistencia a la tracción TS (MPa) y el alargamiento EL (%) cumple  $TS \times EL \geq 19.000$ . De forma aún más deseable,  $TS \geq 590$  MPa, y de forma totalmente preferible  $TS \geq 770$  MPa y  $TS \times EL \geq 20.000$ .

Con el fin de obtener una durabilidad a la fatiga más favorable, en el lado de la lámina de acero de la interfase entre la lámina de acero y la capa chapada galvanizada se forma una microestructura que tiene ferrita en una relación de área de un 95% o más con un espesor medio (media aritmética) de 0,01 µm a 10 µm.

Se considera que la razón por la que la durabilidad a la fatiga se mejora mediante la formación de la microestructura, en la que la relación de área de ferrita es de un 95% o más, en la interfase entre la lámina de acero y la capa chapada recocida y galvanizada, consiste en que esta capa actúa como una zona tampón. Dado que la capa chapada recocida y galvanizada es dura y quebradiza, hay casos en los que un agrietamiento que se ha producido en la capa chapada recocida y galvanizada avanza hacia el interior de la lámina de acero debido a la tensión de la carga, y la lámina de acero finalmente se fractura. Por otra parte, cuando hay una capa blanda (capa de ferrita) debajo de la capa chapada recocida y galvanizada, la capa de ferrita agrietada se deforma, y se evita la concentración de tensión, con lo que es posible evitar que el agrietamiento avance hacia el interior de lámina de acero.

Como resultado de la investigación de la relación entre la durabilidad a la fatiga y la microestructura de la lámina de acero recocido y galvanizado utilizando aceros que tienen una variedad de componentes, los inventores han descubierto que, cuando se lleva a cabo un recocido y galvanización en una lámina de acero de estructura compleja que incluye ferrita como la fase principal y que tiene martensita o austenita residual, o ambas, en una relación de área de un 5% a un 30%, se puede obtener una durabilidad a la fatiga más favorable mediante la formación de una microestructura en la que la relación de área de ferrita es de un 95% o más en el lado de la lámina de acero de la interfase entre la lámina de acero y la capa chapada recocida y galvanizada con un espesor medio de 0,01 µm a 10 µm.

Además, es particularmente importante establecer la relación de área de ferrita en un intervalo de 1 µm, desde inmediatamente debajo de la interfase de placa hacia el lado de la lámina de acero, en un 95% o más para obtener de forma estable la durabilidad a la fatiga. Cuando la capa de ferrita está separada 0,05 µm o más de la interfase con la capa chapada, hay casos en los que la durabilidad a la fatiga resulta afectada negativamente.

La razón por la que el espesor promedio de la microestructura en la que la relación de área de ferrita es de un 95% o más se establece en 0,01 µm o más consiste en que, en los casos en los que la microestructura en la que la relación de área de ferrita es de un 95% o más tiene un espesor medio menor de 0,01 µm, no se muestra el efecto de mejora de la durabilidad a la fatiga. Por otro lado, cuando el espesor medio de la microestructura en la que la relación de área

de ferrita es de un 95% o más es superior a 10  $\mu\text{m}$ , el efecto de mejora de la durabilidad a la fatiga empieza a degradarse. Se considera que esto se debe a que, cuando la microestructura que tiene una relación de área de ferrita de un 95% o más es gruesa, el deslizamiento que se ha producido en los límites de grano de ferrita crece mientras se cargan tensiones repetitivas, y actúa como punto de inicio de agrietamiento. En contraste con lo anterior, se considera que, en los casos en los que el promedio de la microestructura en la que la relación de área de ferrita es de un 95% o más es de 10  $\mu\text{m}$  o menos, dado que el crecimiento del deslizamiento en los granos de grafito se suprime significativamente debido a la influencia de una tensión de compresión por la capa chapada recocida y galvanizada que tiene una superficie dura, el deslizamiento no actúa como punto de inicio de agrietamiento. Es decir, se considera que la formación de una microestructura blanda debajo de la capa chapada recocida y galvanizada dura en un promedio de 0,01  $\mu\text{m}$  a 10  $\mu\text{m}$  puede suprimir la aparición y el avance de grietas en ambas debido al efecto sinérgico, y se puede obtener una durabilidad a la fatiga favorable. Más preferiblemente, cuando el espesor medio de la microestructura en la que la relación de área de ferrita es de un 95% o más se establece en 3  $\mu\text{m}$  o menos, la durabilidad a la fatiga se mejora de forma más estable.

Por lo tanto, una mayor relación de área de ferrita aumenta el efecto de mejora de la durabilidad a la fatiga, y es deseable formar una microestructura en la que la relación de área de ferrita sea de un 98% o más con un espesor medio de 0,01  $\mu\text{m}$  a 10  $\mu\text{m}$ . Además, dado que el espesor de la capa chapada influye en el espesor de la microestructura en la que la relación de área de ferrita no es inferior a un 95% o no es inferior a un 98%, el espesor de la microestructura es preferiblemente el doble o menos del espesor de la capa chapada. Aún más preferiblemente, la microestructura tiene un espesor de 0,1  $\mu\text{m}$  a 8  $\mu\text{m}$ .

En la realización, el método para fabricar la microestructura en la que la relación de área de ferrita no es inferior a un 95% o no es inferior a un 98% no está particularmente limitado siempre que la microestructura se forme en el lado de la lámina de acero de la interfase entre la lámina de acero y la capa chapada recocida y galvanizada con un espesor medio de 0,01  $\mu\text{m}$  a 10  $\mu\text{m}$ .

Más preferiblemente, con el fin de mejorar de forma más fiable la durabilidad a la fatiga, la relación de área de ferrita en la parte de lámina de acero inmediatamente debajo de la interfase de la capa chapada, en particular en la parte situada a una profundidad de 1  $\mu\text{m}$  o menos desde la interfase con la capa chapada, no es inferior a un 95% o no es inferior a un 98%.

La microestructura en la que la relación de área de ferrita no es inferior a un 95% o no es inferior a un 98% se puede formar en la capa superficial al mismo tiempo que se realiza un tratamiento térmico para obtener una estructura compleja que tenga ferrita como la fase con la relación de área máxima, y una o más de bainita, martensita y austenita residual mezcladas dentro de la misma, siempre que se forme una capa de Fe que tenga una baja concentración de carbono en la capa superficial de una lámina de acero de alta resistencia antes del recocido.

Además, la microestructura en la que la relación de área de ferrita no es inferior a un 95% o no es inferior a un 98% se puede observar fácilmente en una sección transversal. La FIGURA 1 muestra los resultados de la observación de una sección transversal de una lámina de acero representativa con un microscopio óptico después de atacar la misma. Dado que la microestructura en la que la relación de área de ferrita no es inferior a un 95% o no es inferior a un 98% tiene la característica de que los granos de ferrita crecen significativamente en comparación con la estructura compleja que incluye ferrita como la fase principal y que tiene una o más de bainita, martensita y austenita residual mezcladas dentro de la misma, la microestructura se puede dividir fácilmente utilizando un microscopio óptico. Además, en los casos en los que se obtiene la fracción de la estructura interna, la fracción se puede obtener observando la estructura mediante el uso de un SEM o TEM.

El método para fabricar una lámina de acero de múltiples capas que tiene una capa de Fe con una baja concentración de carbono formada en la capa superficial no está particularmente limitado. El método más barato consiste en la adición de Fe solo a la superficie durante la colada continua. Es decir, en primer lugar, un campo magnético de corriente continua que atraviesa el espesor de una plancha se aplica al acero fundido suministrado a un molde de colada continua en un lugar debajo del bulbo en la dirección de colada para formar una zona de campo magnético de corriente continua. El acero fundido se suministra a una reserva de acero fundido en la parte superior y a una reserva de acero fundido en la parte inferior que están divididas por el campo magnético de corriente continua a través de dos boquillas que tienen longitudes diferentes, y el acero fundido se solidifica y se extrae para llevar a cabo la colada continua. En la colada continua, la concentración de Fe se incrementa únicamente en la parte de la capa superficial añadiendo Fe a la reserva de acero fundido en la parte superior. Como método de adición de Fe se puede suministrar continuamente Fe o una aleación de Fe y similares en forma de alambre.

La plancha de la lámina de acero de múltiples capas colada mediante el método de colada continua arriba indicado se procesa en una lámina delgada mediante un método corriente de laminación en caliente o laminación en frío, y después se chapa en una línea de galvanización continua. El método para fabricar una lámina de acero chapado no está particularmente limitado, y se puede aplicar un horno no oxidante corriente o un método de galvanización totalmente de tipo radiante.

Además, la lámina de acero de la realización muestra suficientemente los efectos independientemente de que la lámina de acero se fabrique en una lámina de acero laminada en frío o en una lámina de acero laminado en caliente

mediante un proceso corriente, y los efectos no varían significativamente con el historial de la lámina de acero. Además, en la realización, el espesor de la lámina de acero no impone ninguna limitación en la realización, y la realización se puede aplicar siempre que la lámina de acero tenga un espesor de lámina de uso común. El espesor de lámina corriente oscila entre 0,4 mm y 3,2 mm, pero preferiblemente está comprendido entre 1,0 mm y 3,2 mm  
5 teniendo en cuenta la carga de una máquina de laminación o la productividad.

Además, las condiciones de laminación en caliente, las condiciones de laminación en frío y similares se pueden seleccionar adecuadamente de acuerdo con las dimensiones y la resistencia necesaria de la lámina de acero, y las condiciones de laminación en caliente, las condiciones de laminación en frío y similares no influyen negativamente en los efectos de la lámina de acero de la realización.

10 Además, cuando se lleva a cabo un recocido en una línea de galvanización continua de tipo de recocido en línea, las condiciones de recocido consisten en que la lámina de acero incluya una estructura compleja en la que la ferrita tenga la relación de área máxima, que una o más de bainita, martensita y austenita residual estén mezcladas como la microestructura, y que las condiciones seleccionadas permitan la obtención de una estructura compleja en la que la relación de área de la martensita o de la austenita residual, o de ambas, sea de un 5% a un 70%.

15 Específicamente, el recocido se lleva a cabo en la región coexistente de dos fases de ferrita y austenita de 700 °C a 850 °C, y el enfriamiento se lleva a cabo desde la temperatura máxima hasta 650 °C a una velocidad media de 0,5 °C/s a 10 °C/s, y, posteriormente, de 650 °C hasta el baño de chapado a una velocidad media de 1 °C/s a 20 °C/s. Tal como se describe más arriba, siempre que se forme una capa de Fe que tenga una baja concentración de carbono en la capa superficial de la lámina de acero de alta resistencia antes del recocido, al mismo tiempo es posible formar una  
20 microestructura en la que la relación de área de ferrita no es inferior a un 95% o no es inferior a un 98% en la capa superficial durante el tratamiento térmico.

En cuanto a la temperatura del baño de chapado para la galvanización se puede aplicar la condición de la técnica relacionada. Por ejemplo, se puede aplicar la condición de 440 °C a 550 °C. Además, en la presente invención, en la que se fabrica una lámina de acero recocido y galvanizado llevando a cabo una galvanización y después un tratamiento  
25 de aleación por calentamiento, la condición de la técnica relacionada se puede aplicar como la temperatura de calentamiento para la aleación, por ejemplo se puede aplicar la condición de 400 °C a 600 °C. El método de calentamiento para la aleación no está particularmente limitado, se puede usar un método de calentamiento conforme a una línea de galvanización de la técnica relacionada, como el calentamiento directo utilizando un gas de combustión, calentamiento por inducción o calentamiento por resistencia directa.

30 Después del tratamiento de aleación, la lámina de acero se enfría a 200 °C o menos, y se somete a una laminación de temple en la medida necesaria. La velocidad de enfriamiento después de la aleación se puede seleccionar en función de la microestructura objetivo, se puede seleccionar una velocidad de enfriamiento alta para promover la transformación martensítica, y se puede seleccionar una velocidad de enfriamiento baja para aumentar la concentración de C en austenita residual mediante la transformación de austenita en bainita y, en consecuencia,  
35 producir austenita residual.

La lámina de acero chapado fabricada se cortó en la dirección del espesor y la dureza de la lámina de acero se midió en una sección transversal mediante el método de nanoindentación en la proximidad inmediatamente debajo de la interfase de placa/ferrita y en la proximidad de una profundidad de 1/3 del espesor de la lámina de acero. Como  
40 aparato de medición se usó un microscopio de fuerza atómica que emplea un indentador de diamante con forma de pirámide triangular en el extremo delantero (fabricado por Shimadzu Corporation, SPM-9500). La carga sobre el indentador se ajustó de tal modo que la profundidad de indentación en la dirección hacia la capa interior llegara a ser de 5 nm. La dureza de la lámina de acero se midió en lugares con una profundidad a intervalos de 10 nm a lo largo de la dirección del espesor de la lámina de acero, se midieron cinco puntos para cada profundidad y se obtuvo una dureza media para cada uno de los lugares de profundidad. En la presente especificación, la dureza de la lámina de acero  
45 medida mediante el método arriba mencionado se denomina "nanodureza". La nanodureza a una profundidad de 1/3 del espesor de la lámina de acero se define como la nanodureza representativa ( $H_a$ ) en el interior de la lámina de acero, y en adelante se describe como la "nanodureza en el interior de la lámina de acero". Utilizando la nanodureza en el interior de la lámina de acero como valor estándar, una parte situada inmediatamente debajo de la interfase de placa en la lámina de acero, en la que la nanodureza es de un 75% o menos del valor estándar, se definió como la  
50 capa ablandada (capa blanda o capa blanda de interfase). En resumen, los valores medidos de la nanodureza de la lámina de acero se barren a intervalos de 10 nm en la dirección del espesor inmediatamente debajo de la interfase de placa, y hasta una parte en la que se detecta por primera vez un valor medido que es superior a un 75% del valor estándar se considera que es la capa ablandada.

Esta profundidad es la profundidad D ( $\mu\text{m}$ ) de la capa ablandada. Mientras tanto, en los casos en los que los valores  
55 medios de la nanodureza medidos en cinco capas de 10 nm a 50 nm de profundidad inmediatamente por debajo de la interfase de placa superaron un 75% del valor estándar, se determinó que no había ninguna capa ablandada, y el valor por encima del promedio se registró como la dureza de la capa superficial.

En los casos en los que la profundidad D de la capa ablandada en la lámina de acero chapado era de un 0,001% a un 5% del espesor t de la parte de lámina de acero, la durabilidad a la fatiga mostraba un valor favorable particularmente

estable. En los casos en los que D no alcanzaba un 0,001% de t, la durabilidad a la fatiga se volvía deficiente y, en los casos en los que D superaba un 5%, hubo casos en que se produjo un problema con la resistencia de la lámina de acero chapado.

La concentración de C en la capa superficial se midió de la siguiente manera:

5 (En un caso en el que la capa D ablandada tiene de 0,1  $\mu\text{m}$  a 5  $\mu\text{m}$ )

Después de haber disuelto y retirado únicamente la capa chapada utilizando una solución acuosa de HCl al 30% en masa que contiene un inhibidor, las superficies delantera y trasera de la ferrita se disuelven en D  $\mu\text{m}$  usando una solución acuosa de HCl al 5% en masa a 60 °C sobre la base del método de peso, en el que la cantidad reducida del espesor se evalúa utilizando los pesos antes y después del decapado como índices. A continuación, con respecto a la sustancia seca obtenida mediante vaporización y secado del fluido de disolución, la cantidad de C se determina utilizando el método de absorción de infrarrojos después de la combustión de la norma JIS G1211.

(En un caso en el que la capa D ablandada es superior a 5  $\mu\text{m}$ )

Después de haber disuelto y retirado únicamente la capa chapada utilizando una solución acuosa de HCl al 30% en masa que contiene un inhibidor, las superficies delantera y trasera de la ferrita se disuelven en 5  $\mu\text{m}$  usando una solución acuosa de HCl al 5% en masa a 60 °C sobre la base del método de peso, en el que la cantidad reducida del espesor se evalúa utilizando los pesos antes y después del decapado como índices. A continuación, con respecto a la sustancia seca obtenida mediante vaporización y secado del fluido de disolución, la cantidad de C se determina utilizando el método de absorción de infrarrojos después de la combustión de la norma JIS G1211.

(En un caso en el que la capa D ablandada es inferior a 0,1  $\mu\text{m}$ )

20 Los pesos se determinan en 5 puntos arbitrarios en una sección transversal de la capa superficial de ferrita utilizando un FE-EPMA que tiene un diámetro de sonda de 0,1  $\mu\text{m}$ , y se obtiene el valor medio de los mismos. Sin embargo, dado que el diámetro de la sonda es más grande que la capa D ablandada, los valores medidos se utilizan como valores de referencia.

25 Mientras tanto, para mantener una resistencia suficiente de la lámina de acero incluso cuando existe la capa ablandada, la concentración de C en la capa ablandada oscila preferiblemente entre un 10% y menos de un 30% con respecto a la concentración de C en toda la lámina de acero. Si la concentración de C en la capa ablandada llega a ser de un 10% o menos de la concentración de C en toda la lámina de acero, la capa ablandada se vuelve más blanda de lo necesario, y hay casos en los que la resistencia de la lámina de acero resulta afectada negativamente.

[Ejemplo 1]

30 A continuación se describirá específicamente un aspecto no inventivo de la divulgación (en relación con un acero galvanizado, pero no recocido y galvanizado) utilizando un ejemplo.

35 Se llevó a cabo una colada continua en una instalación de colada continua provista de un freno electromagnético y un aparato de suministro de alambre para añadir una aleación a la sección de moldeo, obteniendo de este modo aceros que tienen las composiciones que se muestran en la Tabla 1. La fuerza electromagnética del freno electromagnético se estableció en 0,1 T a 1,0 T, y se utilizó un alambre de Fe. La cantidad añadida de alambre de Fe se ajustó utilizando el área de sección transversal y la velocidad de suministro del alambre de Fe.

40 A continuación, unas planchas que se fabricaron del modo arriba indicado y que tenían una mayor concentración de Fe en la parte de la capa superficial se laminaron en caliente a una temperatura de calentamiento de 1.080 °C a 1.150 °C, una temperatura de acabado de 910 °C a 930 °C, y una temperatura de bobinado de 580 °C a 690 °C, produciendo de este modo una lámina de acero con un espesor de lámina de 4,0 mm. Además, las planchas se decaparon, después se laminaron en frío hasta obtener un espesor de 2,0 mm y se sometieron a galvanización en una línea de galvanización continua. Durante el proceso de recocido en la línea de galvanización continua, la temperatura máxima era de 760 °C a 830 °C, la velocidad media de enfriamiento desde la temperatura máxima hasta 650 °C era de 1 °C/s a 5 °C/s, y la velocidad media de enfriamiento desde 650 °C hasta el baño de chapado era de 3 °C/s a 12 °C/s. La placa de zinc fundida se chapó en un baño de galvanización que tenía una temperatura de baño de chapado de 460 °C y que contenía un 0,13% de Al, y la cantidad adherida de la placa se ajustó a 50 g/m<sup>2</sup> mediante limpieza con gas nitrógeno.

La resistencia a la tracción y el alargamiento se midieron cortando una muestra de ensayo JIS n° 5 de la zona de acero chapado fabricado del modo arriba indicado y realizando un ensayo de tracción a temperatura ambiente.

50 El porcentaje de Fe y el porcentaje de Al en la placa se midieron por ICP después de haber disuelto la placa en ácido clorhídrico que contenía un inhibidor. El porcentaje de Fe era de un 10% a un 11% de promedio, y el porcentaje de Al era de un 0,2% a un 0,3% de promedio. La cantidad adherida de la placa se obtuvo a partir de la diferencia de peso antes y después de la disolución de la placa. La cantidad adherida de la placa era de 45 g/m<sup>2</sup> a 55 g/m<sup>2</sup> de promedio. Además, el espesor de la placa se observó en la sección transversal utilizando un SEM, y el espesor de la placa era

de 6,3  $\mu\text{m}$  a 7,7  $\mu\text{m}$  de promedio.

El tipo y el volumen de la microestructura en la capa interior y superficial de la lámina de acero se observaron utilizando un microscopio óptico con 400 a 1.000 aumentos y un SEM con 1.000 a 100.000 aumentos después de atacar una sección transversal de la lámina de acero en una dirección de laminado o una sección transversal en la dirección de ángulo recto con respecto a la dirección de laminado usando un reactivo Nital y el reactivo descrito en la Solicitud de Patente Japonesa no Examinada, Primera Publicación nº S59-219473. Además, el tipo y el volumen de la microestructura en la capa interior y superficial de la lámina de acero también se observaron utilizando un FE-TEM con 10.000 a 1.000.000 de aumentos después de fabricar una muestra de sección transversal mediante el método de muestreo FIBu. En cada una de las muestras se observaron veinte o más lugares. Además, la relación de área se especificó mediante el método de conteo de puntos o un análisis de imágenes. El espesor medio de la microestructura en la que la relación de área de ferrita era de un 95% o más también se observó, de manera similar, utilizando un microscopio óptico con 400 a 1.000 aumentos y un SEM con 1.000 a 100.000 aumentos después de atacar una sección transversal de la lámina de acero en una dirección de laminado o una sección transversal en la dirección de ángulo recto con respecto a la dirección de laminado usando un reactivo Nital y el reactivo descrito en la Solicitud de Patente Japonesa no Examinada, Primera Publicación nº S59-219473. Además, también se observó el espesor de una muestra delgada utilizando un FE-TEM con 10.000 a 1.000.000 de aumentos después de fabricar una muestra de sección transversal mediante el método de muestreo FIBu.

La durabilidad a la fatiga se evaluó utilizando relaciones entre el límite de fatiga y la resistencia a la tracción (relaciones de fatiga). En la especificación, la relación entre el límite de fatiga y la resistencia a la tracción es un valor de la resistencia de tiempo  $2 \times 10^7$ , que se obtiene realizando un ensayo de fatiga según JIS Z 2275 en la muestra de ensayo nº 1 según se define en JIS Z 2275 con una parte paralela de 30 mm, un espesor de lámina de 2 mm y una curvatura de radio de 100 mm, dividido por la resistencia a la tracción. Las láminas de acero con una relación entre el límite de fatiga y la resistencia a la tracción por encima de  $0,7 - 0,0003 \times \text{TS}$  se evaluaron como aprobadas.

Los resultados se recogen en la Tabla 2. Las columnas de microestructura muestran las relaciones de área de ferrita (F), bainita (B), martensita (M), austenita residual ( $\gamma$ ) y otras estructuras. Además, se muestra la relación de área combinada de martensita (M) y austenita residual ( $\gamma$ ). Las láminas de acero chapado nº 1, 2, 4, 27, 28 y 29 tenían menos de 770 MPa en TS, lo que estaba fuera del intervalo de la realización. Las láminas de acero chapado nº 30, 31 y 32 no lograron satisfacer el intervalo objetivo en el espesor de la capa ablandada (capa superficial) que se midió mediante la nanodureza. En estos aceros, los valores de la relación entre el límite de fatiga y la resistencia a la tracción también estaban por debajo del valor objetivo. En los demás productos del ejemplo aparte de los arriba indicados, se puede obtener de forma estable una durabilidad a la fatiga favorable.

Además, como resultado de la medición de la concentración de C en la capa superficial de cada una de las láminas de acero chapado fabricadas de acuerdo con el aspecto, la concentración de C en la lámina de acero se mantuvo en un intervalo de un 10% a un 30% en todas las muestras.

[Ejemplo 2 de acuerdo con la invención]

Se llevó a cabo una colada continua en una instalación de colada continua provista de un freno electromagnético y un aparato de suministro de alambre para añadir una aleación a la sección de moldeo, y se fabricó una plancha que tenía la composición mostrada en la fila J de la Tabla 1. La fuerza electromagnética del freno electromagnético se estableció en 0,1 T a 1,0 T, y se utilizó un alambre de Fe. La cantidad añadida de alambre de Fe se ajustó utilizando el área de sección transversal y la velocidad de suministro del alambre de Fe.

A continuación, la plancha que se había fabricado del modo arriba indicado y que tenía diversos espesores de Fe concentrado en la parte de la capa superficial se laminó en caliente a una temperatura de calentamiento de 1.080 °C a 1.150 °C, una temperatura de acabado de 910 °C a 930 °C, y una temperatura de bobinado de 580 °C a 690 °C, produciendo de este modo un espesor de lámina de 4,0 mm. Además, la plancha se decapó, después se laminó en frío hasta obtener un espesor de 2,0 mm y se sometió a galvanización en una línea de galvanización continua. En la línea de galvanización continua, la temperatura máxima era de 800 °C, la velocidad media de enfriamiento desde la temperatura máxima hasta 650 °C era de 2 °C/s, y la velocidad media de enfriamiento desde 650 °C hasta el baño de chapado era de 5 °C/s. La placa de zinc fundido se chapó en un baño de galvanización que tenía una temperatura de baño de chapado de 460 °C y que contenía un 0,13% de Al, y la cantidad adherida de la placa se ajustó a 35 g/m<sup>2</sup> mediante limpieza con gas nitrógeno. La temperatura de aleación de la placa se ajustó a 500 °C.

Además, como material comparativo se utilizó un simulador de recocido utilizando un horno de imagen infrarroja y se llevó a cabo un tratamiento térmico que simulaba la línea de galvanización en continuo en una atmósfera de gas N<sub>2</sub>. En el simulador de recocido, la temperatura máxima era de 800 °C, la velocidad media de enfriamiento desde la temperatura máxima hasta 650 °C era de 2 °C/s, y la velocidad media de enfriamiento desde 650 °C hasta el baño de chapado era de 5 °C/s. La temperatura de aleación de la placa se ajustó a 500 °C.

La resistencia a la tracción y el alargamiento se midieron cortando una muestra de ensayo JIS nº 5 de la zona de acero chapado fabricado del modo arriba indicado y realizando un ensayo de tracción a temperatura ambiente.

El porcentaje de Fe y el porcentaje de Al en la placa se midieron por ICP después de haber disuelto la placa en ácido

clorhídrico que contenía un inhibidor. El porcentaje de Fe era de un 10% a un 11% de promedio, y el porcentaje de Al era de un 0,2% a un 0,3% de promedio. La cantidad adherida de la placa se obtuvo a partir de la diferencia de peso antes y después de la disolución de la placa. La cantidad adherida de la placa era de 30 g/m<sup>2</sup> a 40 g/m<sup>2</sup> de promedio. Además, el espesor de la placa se observó en la sección transversal utilizando un SEM, y el espesor de la placa era de 4,2 µm a 5,6 µm de promedio.

El tipo y el volumen de la microestructura en la capa interior y superficial de la lámina de acero se observaron utilizando un microscopio óptico con 400 a 1.000 aumentos y un SEM con 1.000 a 100.000 aumentos después de atacar una sección transversal de la lámina de acero en una dirección de laminado o una sección transversal en la dirección de ángulo recto con respecto a la dirección de laminado usando un reactivo Nital y el reactivo descrito en la Solicitud de Patente Japonesa no Examinada, Primera Publicación n° S59-219473. Además, el tipo y el volumen de la microestructura en la capa interior y superficial de la lámina de acero también se observaron utilizando un FE-TEM con 10.000 a 1.000.000 de aumentos después de fabricar una muestra de sección transversal mediante el método de muestreo FIBµ. En cada una de las muestras se observaron veinte o más lugares. Además, la relación de área se obtuvo mediante el método de conteo de puntos o un análisis de imágenes.

De modo similar, el espesor medio de la microestructura en la que la relación de área de ferrita era de un 95% o más también se observó utilizando un microscopio óptico con 400 a 1.000 aumentos y un SEM con 1.000 a 100.000 aumentos después de atacar una sección transversal de la lámina de acero en una dirección de laminado o una sección transversal en la dirección de ángulo recto con respecto a la dirección de laminado usando un reactivo Nital y el reactivo descrito en la Solicitud de Patente Japonesa no Examinada, Primera Publicación n° S59-219473. Además, también se observó el espesor de una muestra delgada utilizando un FE-TEM con 10.000 a 1.000.000 de aumentos después de fabricar una muestra de sección transversal mediante el método de muestreo FIBµ.

La durabilidad a la fatiga se evaluó utilizando relaciones entre el límite de fatiga y la resistencia a la tracción. En la especificación, la relación entre el límite de fatiga y la resistencia a la tracción es un valor de la resistencia de tiempo  $2 \times 10^7$ , que se obtiene realizando un ensayo de fatiga según JIS Z 2275 en la muestra de ensayo n° 1 según se define en JIS Z 2275 con una parte paralela de 30 mm, un espesor de lámina de 2 mm y una curvatura de radio de 100 mm, dividido por la resistencia a la tracción. Las láminas de acero con una relación entre el límite de fatiga y la resistencia a la tracción por encima de  $0,7 - 0,0003 \times TS$  se evaluaron como aprobadas.

Los resultados se muestran en la Tabla 3. Dado que los espesores medios de las microestructuras en las que la relación de área de ferrita era de un 95% o más estaban fuera del intervalo de la realización en los números 1 y 12, las relaciones entre el límite de fatiga y la resistencia a la tracción estaban por debajo de  $0,7-0,0003 \times TS$ . Dado que la relación de área de ferrita en la capa superficial estaba fuera del intervalo de la realización en el n° 14, la relación entre el límite de fatiga y la resistencia a la tracción estaba por debajo de  $0,7-0,0003 \times TS$ . En cuanto al n° 15, que no se chapó, la relación entre el límite de fatiga y la resistencia a la tracción estaba por encima de  $0,7-0,0003 \times TS$ , incluso cuando el espesor medio de la microestructura en la que la relación de área de ferrita era de un 95% o más estaba fuera del intervalo de la realización; sin embargo, a la inversa, en el caso de los números 16, 17 y 18, en los que las microestructuras que tenían una relación de área de ferrita de un 95% o más se volvieron gruesas, las relaciones entre el límite de fatiga y la resistencia a la tracción estaban por debajo de  $0,7-0,0003 \times TS$ .

Los demás productos de la realización aparte de los arriba indicados consistían en láminas de acero galvanizado de alta resistencia que pueden producir de forma estable una durabilidad a la fatiga favorable.

Además, como resultado de la medición de la concentración de C en la capa superficial de cada una de las láminas de acero chapado fabricadas de acuerdo con la realización, la concentración de C en la lámina de acero se mantuvo en un intervalo de un 10% a un 30% en todas las muestras excepto en la n° 2, que claramente no es una muestra de la invención.

[Tabla 1]

Tabla 1 (1 / 2)

Símbolo	Componentes químicos (% en masa)						
	C	Si	Mn	P	S	Al	N
A	0,073	0,54	2,18	0,011	0,0020	0,035	0,0030
B	0,123	0,72	1,67	0,007	0,0024	0,450	0,0029
C	0,141	1,03	2,03	0,009	0,0022	0,027	0,0042
D	0,081	0,12	1,55	0,009	0,0023	0,031	0,0026
E	0,121	0,82	2,27	0,008	0,0020	0,054	0,0034
F	0,141	1,32	1,79	0,011	0,0021	0,031	0,0027
G	0,176	1,24	2,50	0,009	0,0024	0,025	0,0022

ES 2 730 891 T3

Símbolo	Componentes químicos (% en masa)						
	C	Si	Mn	P	S	Al	N
H	0,200	1,50	1,50	0,008	0,0022	0,037	0,0028
I	0,230	1,80	1,50	0,007	0,0023	0,032	0,0031
J	0,100	0,69	2,32	0,009	0,0040	0,044	0,0033
K	0,095	0,72	2,33	0,007	0,0021	0,033	0,0022
L	0,104	0,70	2,25	0,009	0,0024	0,029	0,0025
M	0,098	0,74	2,32	0,009	0,0022	0,025	0,0023
N	0,101	0,66	2,30	0,008	0,0023	0,031	0,0021
O	0,096	0,73	2,28	0,007	0,0022	0,024	0,0024
P	0,103	0,69	2,34	0,008	0,0023	0,026	0,0022
Q	0,099	0,67	2,26	0,007	0,0021	0,033	0,0023
R	0,096	0,72	2,31	0,009	0,0024	0,030	0,0025
S	0,102	0,68	2,35	0,009	0,0022	0,028	0,0021
T	0,099	0,65	2,27	0,009	0,0023	0,027	0,0024
U	0,101	0,71	2,34	0,009	0,0021	0,034	0,0023
V	0,098	0,66	2,26	0,008	0,0024	0,025	0,0022
W	0,103	0,68	2,30	0,007	0,0021	0,032	0,0021
X	1,097	0,70	2,29	0,009	0,0024	0,027	0,0024
Y	0,105	0,69	2,32	0,009	0,0022	0,031	0,0025
Z	0,100	0,74	2,28	0,008	0,0023	0,029	0,0023
A2	0,020	0,73	1,87	0,006	0,0040	0,045	0,0023
B2	0,070	0,19	1,76	0,007	0,0030	0,034	0,0031
C2	0,070	0,64	0,95	0,009	0,0040	0,029	0,0040
D2	0,143	0,76	2,08	0,009	0,0026	0,037	0,0028
E2	0,105	0,76	2,15	0,008	0,0022	0,031	0,0023
F2	0,104	0,68	2,32	0,007	0,0023	0,029	0,0024

Tabla 1 (2 / 2)

Símbolo	Componentes químicos (% en masa)									
	Ni	Cu	Cr	Mo	Nb	Ti	V	Ca	REM	B
A										
B										
C										
D										
E										
F										
G										
H										
I										
J										
K	0,80									
L		0,80								
M			0,80							
N				0,60						



ES 2 730 891 T3

Símbolo	Componentes químicos (% en masa)									
	Ni	Cu	Cr	Mo	Nb	Ti	V	Ca	REM	B
O					0,02					
P						0,02				
Q					0,02	0,02				
R						0,01	0,05			
S								0,003		
T									0,01	
U										0,002
V			0,42			0,02				
W			0,50		0,01	0,02				
X					0,02	0,01				
Y			0,20			0,03				
Z			0,60		0,04	0,02				
A2										0,001
B2										0,002
C2										0,002
D2										
E2					0,02	0,03				
F2				0,45						

[Tabla 2]

Tabla 2 (1 / 2)

Nº	Símbolo de lámina de acero	Propiedades del material de la lámina de acero			Microestructura en la lámina de acero						F en la capa superficial (%)
		YP (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	F (%)	B (%)	M (%)	$\gamma$ (%)	Otros (%)	M + $\gamma$ (%)	
1	A	371	607	33	91		9			9	97
2	B	395	604	38	89	5	1	5		6	97
3	C	448	805	28	78	10	2	10		12	95
4	D	389	621	36	90	4	2	4		6	98
5	E	427	788	27	84		15	1		16	95
6	F	462	824	31	78	11		11		11	93
7	G	485	872	29	74	12	2	12		14	94
8	H	735	907	33	65	16	3	16		19	91
9	I	764	976	33	61	18	3	18		21	91
10	J	471	777	27	82		18			18	95
11	K	589	907	23	77		23			23	92
12	L	581	892	23	78		22			22	91
13	M	595	916	23	75		24	1		25	92
14	N	587	924	24	74		24	2		26	93
15	O	534	822	26	82		18			18	95
16	P	531	817	26	82		18			18	94
17	Q	558	858	24	82		18			18	92
18	R	537	826	25	82		18			18	95

ES 2 730 891 T3

Nº	Símbolo de lámina de acero	Propiedades del material de la lámina de acero			Microestructura en la lámina de acero						F en la capa superficial (%)
		YP (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	F (%)	B (%)	M (%)	$\gamma$ (%)	Otros (%)	M + $\gamma$ (%)	
19	S	472	781	27	82		18			18	94
20	T	468	778	27	82		18			18	95
21	U	548	843	25	79		21			21	94
22	V	570	877	24	79		21			21	93
23	W	597	918	23	78		22			22	93
24	X	573	882	24	80		20			20	93
25	Y	607	934	22	77		23			23	92
26	Z	694	1069	19	74		25	1		26	91
27	A2	296	423	38	100					0	99
28	B2	321	459	34	90	1			9	0	99
29	C2	308	431	35	91				9	0	99
30	D2	441	816	26	82	1	18			18	96
31	E2	555	843	25	80		19	1		20	92
32	F2	578	906	24	75		23	2		25	93

Tabla 2 (2 / 2)

Nº	Símbolo de lámina de acero	Capa superficial C (% en masa)	Espesor de la capa superficial ( $\mu\text{m}$ )	Relación de fatiga	Nanodureza			Nota
					Interior de la lámina de acero (GPa)	Capa superficial (GPa)	Capa superficial/interior	
1	A	0,022	0	0,57	3,02	2,74	0,91	Ejemplo comparativo
2	B	0,035	0	0,57	3,01	2,71	0,90	Ejemplo comparativo
3	C	0,037	3,8	0,51	4,17	2,81	0,67	Ejemplo de la invención
4	D	0,020	0	0,56	3,05	2,67	0,88	Ejemplo comparativo
5	E	0,033	4,1	0,51	4,00	2,82	0,71	Ejemplo de la invención
6	F	0,041	8,6	0,5	4,39	2,87	0,65	Ejemplo de la invención
7	G	0,045	5,7	0,49	5,04	2,83	0,56	Ejemplo de la invención
8	H	0,059	1,2	0,48	5,65	2,94	0,52	Ejemplo de la invención
9	I	0,062	9,4	0,46	7,16	2,93	0,41	Ejemplo de la invención
10	J	0,026	0,8	0,51	3,90	2,78	0,71	Ejemplo de la invención
11	K	0,027	6,1	0,48	5,64	2,91	0,52	Ejemplo de la invención

ES 2 730 891 T3

Nº	Símbolo de lámina de acero	Capa superficial C (% en masa)	Espesor de la capa superficial (µm)	Relación de fatiga	Nanodureza			Nota
					Interior de la lámina de acero (GPa)	Capa superficial (GPa)	Capa superficial/interior	
12	L	0,031	5,9	0,48	5,37	2,94	0,55	Ejemplo de la invención
13	M	0,028	2,2	0,48	5,81	2,93	0,50	Ejemplo de la invención
14	N	0,027	7,8	0,47	5,97	2,89	0,48	Ejemplo de la invención
15	O	0,024	0,5	0,49	4,36	2,79	0,64	Ejemplo de la invención
16	P	0,028	4,6	0,5	4,30	2,84	0,66	Ejemplo de la invención
17	Q	0,029	1,4	0,49	4,83	2,90	0,60	Ejemplo de la invención
18	R	0,024	9,5	0,5	4,41	2,81	0,64	Ejemplo de la invención
19	S	0,030	3,7	0,55	3,93	2,85	0,73	Ejemplo de la invención
20	T	0,027	8,3	0,55	3,91	2,8	0,72	Ejemplo de la invención
21	U	0,026	4,2	0,5	4,63	2,83	0,61	Ejemplo de la invención
22	V	0,027	7,6	0,49	5,12	2,89	0,56	Ejemplo de la invención
23	W	0,027	6,8	0,47	5,85	2,87	0,49	Ejemplo de la invención
24	X	0,027	2,9	0,49	5,20	2,88	0,55	Ejemplo de la invención
25	Y	0,028	8,4	0,47	6,17	2,89	0,47	Ejemplo de la invención
26	Z	0,025	3,5	0,43	10,08	2,94	0,29	Ejemplo de la invención
27	A2	0,007	0	0,61	2,83	2,66	0,94	Ejemplo comparativo
28	B2	0,018	0	0,59	2,85	2,66	0,93	Ejemplo comparativo
29	C2	0,019	0	0,62	2,84	2,65	0,93	Ejemplo comparativo
30	D2	0,048	0,05	0,45	4,03	2,99	0,74	Ejemplo comparativo
31	E2	0,031	11,7	0,44	4,75	2,51	0,53	Ejemplo comparativo
32	F2	0,025	0	0,42	5,87	4,59	0,78	Ejemplo comparativo

[Tabla 3]

Tabla 3 (1 / 2)

Nº	Símbolo de lámina de acero	Propiedades del material de la lámina de acero			Microestructura en la lámina de acero					F en la capa superficial (%)	Espesor de la capa superficial (µm)
		YP (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	F (%)	B (%)	M (%)	γ (%)	M + γ (%)		
1	J	471	777	27	82		18		18	-	0
2	J	472	777	27	82		18		18	96	0,05
3	J	471	778	27	82		18		18	96	0,1
4	J	470	776	27	82		18		18	96	0,3
5	J	471	777	27	82		18		18	95	0,5
6	J	471	776	27	82		18		18	96	0,8
7	J	470	777	27	82		18		18	96	1
8	J	471	778	27	82		18		18	96	3
9	J	472	777	27	82		18		18	95	5
10	J	471	777	27	82		18		18	96	8
11	J	471	777	27	82		18		18	96	10
12	J	471	776	27	82		18		18	96	20
13	J	470	777	27	82		18		18	90	1,5
14	J	471	777	27	82		18		18	85	1,5
15	J	473	783	27	82		18		18	-	0
16	J	472	783	27	82		18		18	95	0,5
17	J	472	784	27	82		18		18	96	1
18	J	474	783	27	82		18		18	95	5

Tabla 3 (2 / 2)

Nº	Símbolo de lámina de acero	Capa superficial C (% en masa)	Placa	Relación de fatiga	Nanodureza			Nota
					Interior de la lámina de acero (GPa)	Capa superficial (GPa)	Capa superficial/interior	
1	J	-	Presente	0,42	3,90	-	-	Ejemplo comparativo
2	J	0,490	Presente	0,48	3,89	2,78	0,71	Ejemplo de la invención
3	J	0,026	Presente	0,5	3,91	2,77	0,71	Ejemplo de la invención
4	J	0,024	Presente	0,51	3,88	2,79	0,72	Ejemplo de la invención
5	J	0,025	Presente	0,51	3,90	2,78	0,71	Ejemplo de la invención
6	J	0,027	Presente	0,51	3,89	2,78	0,71	Ejemplo de la invención
7	J	0,026	Presente	0,52	3,87	2,79	0,72	Ejemplo de la invención
8	J	0,026	Presente	0,52	3,9	2,80	0,72	Ejemplo de la invención

Nº	Símbolo de lámina de acero	Capa superficial C (% en masa)	Placa	Relación de fatiga	Nanodureza			Nota
					Interior de la lámina de acero (GPa)	Capa superficial (GPa)	Capa superficial/interior	
9	J	0,026	Presente	0,52	3,88	2,77	0,71	Ejemplo de la invención
10	J	0,026	Presente	0,52	3,86	2,78	0,72	Ejemplo de la invención
11	J	0,026	Presente	0,49	3,92	2,78	0,71	Ejemplo de la invención
12	J	0,026	Presente	0,45	3,87	2,79	0,72	Ejemplo comparativo
13	J	0,026	Presente	0,5	3,89	2,76	0,71	Ejemplo de la invención
14	J	0,026	Presente	0,44	3,90	2,78	0,71	Ejemplo comparativo
15	J	-	Ausente	0,47	3,96	-	-	Ejemplo comparativo
16	J	0,026	Ausente	0,46	3,95	2,77	0,70	Ejemplo comparativo
17	J	0,026	Ausente	0,45	3,96	2,78	0,70	Ejemplo comparativo
18	J	0,026	Ausente	0,44	3,94	2,76	0,70	Ejemplo comparativo

(Segundo aspecto)

A continuación se describirá en detalle un segundo aspecto de la divulgación. En primer lugar se describirá la razón por la que los componentes de la lámina de acero utilizados están limitados.

- 5 La razón por la que el intervalo de la cantidad de C se estableció en un 0,10% a un 0,50% en masa consiste en que el límite inferior de la cantidad de C se estableció en un 0,10% para asegurar la resistencia, y como límite superior se estableció un 0,50%, en el que se puede mantener la soldabilidad.

- 10 La razón por la que el intervalo de la cantidad de Si se estableció en un 0,005% a un 2,0% en masa consiste en que el límite inferior de la cantidad de Si se estableció en un 0,005% para asegurar la resistencia, y el límite superior se estableció en un 2,0%, en el que las propiedades de soldabilidad y chapado no resultan afectadas negativamente.

La razón por la que el intervalo de la cantidad de Mn se estableció en un 0,01% a un 3,0% en masa consiste en que el límite inferior se estableció en un 0,01%, en el que se produce el efecto de aumento de la resistencia, y el límite superior se estableció en un 3,0% desde el punto de vista de los costes de fabricación.

- 15 P, S, Al y N están contenidos inevitablemente como elementos aparte de los anteriores. Uno o más de Ti, Nb, Mo, W, Co, Cu, Cr, Ni, Sn, V, B y REM pueden estar contenidos en un intervalo de un 0% a un 3,5 en total según sea necesario.

A continuación, se describirá la razón por la que la capa chapada galvanizada dada a conocer en la presente memoria está limitada.

- 20 La razón por la que el intervalo de la cantidad de Al en la capa chapada se establece en un 0,01% a un 1,5% en masa consiste en que, cuando la cantidad de Al es menor de un 0,01%, sobre la superficie del baño de chapado se genera de forma significativa escoria predominantemente de óxido de Zn, y el aspecto después del chapado se degrada. Dado que el efecto de supresión de la generación de escoria se satura cuando la cantidad añadida es superior a un 1,5%, el límite superior se ha establecido en un 1,5% desde el punto de vista de los costes de fabricación.

- 25 La cantidad adherida de la placa no está particularmente limitada, pero el espesor de superficie simple es preferiblemente de 1 µm o más desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión. Además, la cantidad adherida sobre una superficie simple es preferiblemente de 20 µm o menos desde el punto de vista de la plasticidad, la soldabilidad y eficiencia económica.

Mientras tanto, también entra dentro del alcance de la divulgación el chapado de una capa superior o la realización de una variedad de tratamientos de conversión química, por ejemplo un tratamiento con fosfato, un tratamiento para mejorar la soldabilidad, un tratamiento para mejorar la lubricidad o similares, en la lámina de acero chapado de la divulgación con el fin de mejorar las propiedades de pintado y la soldabilidad.

- 5 El intervalo del espesor de lámina  $t$  (mm) excluyendo la capa chapada no está particularmente limitado. El intervalo del espesor de lámina  $t$  está generalmente entre 0,4 mm y 3,2 mm, pero preferiblemente está entre 1,0 mm y 3,2 mm teniendo en cuenta la productividad o la carga en una máquina de laminación.

La medición por el método de nanoindentación se llevó a cabo mediante el mismo método que en la primera realización. Como resultado de ello, indicando con  $D$  (mm) el espesor de la capa ablandada (también expresada como la capa superficial) en la porción de ferrita de la lámina de acero desde la interfase de placa/ferrita, e indicando con  $t$  (mm) el espesor de toda la lámina de acero excluyendo la capa chapada, se estableció un intervalo preferente de  $D$  en un 0,001% a un 5% de  $t$ . En este intervalo,  $D$  produce un efecto de mejora de la resistencia a la fragilización por hidrógeno de la lámina de acero. La razón detallada de ello no está clara, pero se considera que la presencia de la capa blanda sobre la capa superficial influye en la resistencia a la fragilización por hidrógeno. Además, cuando el espesor  $D$  de la capa ablandada es superior a un 5%, la resistencia de toda la lámina de acero se degrada, y por ello se estableció un 5% como el valor del límite superior.

Mientras tanto, para mantener una resistencia suficiente de la lámina de acero incluso cuando está presente la capa ablandada, la concentración de  $C$  en la capa ablandada oscila preferiblemente entre un 10% y menos de un 30% de la concentración de  $C$  en toda la lámina de acero. Si la concentración de  $C$  en la capa ablandada llega a ser de un 10% o menos de la concentración de  $C$  en toda la lámina de acero, la capa ablandada se vuelve más blanda de lo necesario, y hay casos en los que la resistencia de la lámina de acero resulta afectada negativamente.

La razón por la que el intervalo de  $D$  se establece en  $d/4 \leq D \leq 2d$ , indicándose con  $d$  ( $\mu\text{m}$ ) la profundidad de la interfase de placa/ferrita en la que el acero presenta óxidos que incluyen  $Si$  o  $Mn$ , o ambos, que están presentes en el acero, consiste en que la resistencia a la fragilización por hidrógeno es más favorable en el intervalo arriba indicado. La razón detallada no está clara, pero se considera que el hecho arriba indicado resulta del efecto de los óxidos presentes en este intervalo para suprimir la propagación del agrietamiento.

El tamaño de los óxidos que incluyen  $Si$  o  $Mn$ , o ambos, y que están presentes en el acero no está particularmente limitado, pero el diámetro medio preferiblemente no es superior a 1  $\mu\text{m}$  para que no se degrade el alargamiento, y es preferiblemente de 5 nm o más para suprimir el fomento del agrietamiento. Además, la forma del óxido puede ser cualquiera de una forma esférica, una forma de lámina, una forma de aguja, y similares. El número de óxidos no está particularmente limitado, pero es preferible que uno o más óxidos estén presentes en una longitud de 100  $\mu\text{m}$  en la dirección del espesor de la lámina en una sección transversal a una profundidad de  $d$  ( $\mu\text{m}$ ) durante la observación de la sección transversal.

La razón por la que la resistencia a la tracción de la lámina de acero se establece en 770 MPa o más consiste en que, con una resistencia a la tracción inferior a 770 MPa, la dureza del material de acero es inferior a 3,5 GPa, incluyendo en la superficie, y por lo tanto no existe ningún problema de aparición y propagación de grietas en el material de acero debido a fragilización por hidrógeno.

La relación entre el espesor  $D$  de la capa blanda (capa ablandada), en la que la nanodureza generada en este momento es de un 75% o menos con respecto a la nanodureza presente en el interior de la lámina de acero, y la profundidad  $d$  de la capa generada con óxido es preferiblemente  $D \geq d$  desde el punto de vista de la supresión de la propagación del agrietamiento.

A continuación se describirá el método de fabricación de la lámina de acero galvanizado del aspecto, que es excelente en términos de la resistencia a la fragilización por hidrógeno.

Una lámina de acero que contiene, en % en masa,  $C$ : de un 0,10% a un 0,50%,  $Si$ : de un 0,005% a un 2,0%,  $Mn$ : de un 0,01% a un 3,0%, estando compuesto el resto por  $Fe$  e impurezas inevitables, se pasa por una línea de galvanización continua, y se fabrica. Cuando la lámina de acero se recuece en la línea de galvanización continua, la temperatura máxima de la lámina durante el recocido es de 650 °C a 900 °C. Cuando la temperatura máxima de la lámina se establece en un intervalo de 750 °C a 850 °C, existe una tendencia a obtener de forma estable una resistencia favorable a la fragilización por hidrógeno, lo que es preferible.

Además, si se controla la atmósfera de recocido a la temperatura máxima de la lámina de tal modo que contenga, en % en volumen, de un 1% a un 10% de hidrógeno, estando compuesto el resto por nitrógeno e impurezas inevitables, y que tenga un punto de rocío superior a 0 °C para 50 °C, es posible formar un espesor predeterminado de una capa en la que la nanodureza en la superficie de la lámina de acero es de un 75% o menos con respecto a la nanodureza presente en el interior de la lámina de acero, y que el óxido que incluye  $Si$  o  $Mn$ , o ambos, esté presente a una profundidad predeterminada en la parte de la capa superficial de la lámina de acero, permitiendo así una obtención estable de una resistencia favorable a la fragilización por hidrógeno. Cuando el hidrógeno de la atmósfera de recocido se controla en un intervalo de un 2% a un 8% en volumen, existe una tendencia a obtener de forma más estable una resistencia favorable a la fragilización por hidrógeno, lo que es preferible. Dado que la generación de óxidos de  $Si$  se

suprime en la superficie de la lámina de acero después del recocido, las propiedades de humectación de la placa también son favorables.

5 El tiempo de mantenimiento a la temperatura máxima de la lámina depende de las propiedades mecánicas requeridas para la lámina de acero, y por lo tanto no está particularmente limitado a un determinado intervalo; no obstante, por regla general es preferible seleccionar el tiempo de mantenimiento necesario para obtener las propiedades mecánicas necesarias de 10 segundos a 20 minutos. El tiempo de mantenimiento está preferiblemente entre 20 segundos y 150 segundos desde el punto de vista de la productividad.

La lámina de acero recocido se enfría a un intervalo de 350 °C a 550 °C, se sumerge en un baño de chapado de 440 °C a 480 °C, se retira del baño, se controla para que tenga una cantidad de placa predeterminada, y se enfría.

10 [Ejemplo 3]

A continuación se describirá el ejemplo del aspecto, pero las condiciones en el ejemplo son un ejemplo de las condiciones empleadas para confirmar la viabilidad y los efectos del aspecto, y el aspecto no se limita a este ejemplo de condiciones. El aspecto puede emplear una variedad de condiciones dentro de la esencia del aspecto siempre que se logre el objeto del aspecto.

15 Otros elementos que no se muestran en la Tabla 4 no se añaden, pero están incluidos en el acero solo en una pequeña cantidad como impurezas inevitables.

20 Unas láminas de acero que tenían los componentes de acero y los espesores de lámina mostrados en la Tabla 4 se sometieron a un tratamiento de recocido con las temperaturas de recocido, las concentraciones de hidrógeno y los puntos de rocío mostrados en la Tabla 5, se sumergieron en un baño de chapado de Zn fundido con una temperatura de baño de 450 °C durante 3 segundos, se retiraron del baño, se controlaron de modo que tuvieran una cantidad adherida en una superficie simple de 1 µm a 20 µm mediante limpieza con gas y, a continuación, se sometieron a un tratamiento para enfriarlas a temperatura ambiente utilizando gas nitrógeno. Después de haber disuelto la placa sobre la lámina de acero chapada obtenida mediante un ácido, los resultados de los análisis químicos fueron tal como se muestran en la Tabla 5 como Al (%) en la placa.

25

Tabla 4

Lámina de acero nº	C en el acero (%)	Si en el acero (%)	Mn en el acero (%)	Espesor del acero t (mm)
S1	0,10	0,01	0,50	1,20
S2	0,15	0,10	0,10	1,60
S3	0,20	0,10	0,50	1,80
S4	0,25	0,10	1,00	2,00
S5	0,30	0,50	2,00	2,30
S6	0,40	0,50	3,00	2,70
S7	0,50	0,50	0,01	3,20
S8	0,10	1,00	0,10	1,00
S9	0,15	1,00	0,50	1,60
S10	0,20	1,00	1,00	1,80
S11	0,25	2,00	2,00	2,00
S12	0,30	2,00	3,00	2,30
S13	0,40	2,00	0,01	2,70
S14	0,50	0,01	0,10	3,20
S15	0,10	0,10	0,50	1,20
S16	0,15	0,10	1,00	1,60
S17	0,20	0,10	2,00	1,80
S18	0,25	0,50	3,00	2,00
S19	0,30	0,50	0,01	2,30
S20	0,40	0,50	0,10	2,70
S21	0,50	1,00	0,50	3,20
S22	0,10	1,00	1,00	1,20
S23	0,15	1,00	2,00	1,60

ES 2 730 891 T3

Lámina de acero nº	C en el acero (%)	Si en el acero (%)	Mn en el acero (%)	Espesor del acero t (mm)
S24	0,20	2,00	3,00	1,80
S25	0,25	2,00	0,01	2,00
S26	0,30	2,00	0,10	2,30
S27	0,40	0,01	0,50	2,70
S28	0,50	0,10	1,00	3,20
S29	0,20	1,20	1,50	1,00
S30	0,05	0,10	0,50	1,80

[Tabla 5]

Tabla 5 (1 / 3)

Placa nº	Lámina de acero nº	Hidrógeno durante el recocido (%)	Temperatura de recocido (°C)	Punto de rocío durante el recocido (°C)	Espesor de placa (µm)	Al en la placa (%)
M1	S1	3	800	1	2	0,39
M2	S2	2	900	5	6	0,45
M3	S3	4	850	10	8	0,37
M4	S4	6	800	15	10	0,41
M5	S5	8	750	20	12	0,46
M6	S6	10	700	25	6	1,18
M7	S7	1	650	30	7	0,34
M8	S8	4	900	40	8	0,63
M9	S9	6	850	50	10	0,38
M10	S10	8	800	1	6	0,47
M11	S11	10	750	5	7	0,36
M12	S12	2	700	10	8	1,14
M13	S13	4	650	15	9	0,49
M14	S14	6	900	20	10	0,37
M15	S15	8	850	25	6	0,31
M16	S16	10	800	30	7	0,35
M17	S17	2	750	40	8	0,33
M18	S18	4	700	50	9	0,44
M19	S19	6	650	1	10	0,38
M20	S20	8	900	5	4	0,42
M21	S21	10	850	10	1	0,47
M22	S22	2	800	15	20	0,36
M23	S23	3	900	20	6	0,37
M24	S24	5	850	25	7	0,45
M25	S25	7	800	30	8	0,34
M26	S26	10	750	40	9	0,38
M27	S27	5	700	50	10	0,49
M28	S28	10	650	30	6	0,35
M29	S29	5	750	-20	7	0,36
M30	S24	5	500	-2	8	0,4
M31	S25	5	600	60	9	0,39



ES 2 730 891 T3

Placa nº	Lámina de acero nº	Hidrógeno durante el recocido (%)	Temperatura de recocido (°C)	Punto de rocío durante el recocido (°C)	Espesor de placa (µm)	Al en la placa (%)
M32	S26	5	800	-40	10	0,47
M33	S26	0	850	2	6	0,53
M34	S25	3	920	65	7	0,51
M35	S27	20	800	-20	8	0,44
M36	S30	5	800	-20	9	0,42
M37	S30	20	800	-20	10	0,43

Tabla 5 (2 / 3)

Placa nº	Lámina de acero nº	D (µm)	d (µm)	Valor de ensayo de tracción		Evaluación de la resistencia a la fragilización por hidrógeno	C en la capa superficial (% en masa)
				TS (MPa)	E1 (MPa)		
M1	S1	0,16	0,09	783	13	3	0,028
M2	S2	0,62	0,38	827	15	3	0,043
M3	S3	1,35	0,9	856	18	3	0,053
M4	S4	1,5	1,2	918	20	3	0,063
M5	S5	1,46	1,42	1064	18	3	0,214
M6	S6	2,8	1,8	1249	17	4	0,116
M7	S7	5,6	3,6	1580	6	4	0,128
M8	S8	2,5	2,6	805	15	5	0,029
M9	S9	16	4,2	833	24	4	0,041
M10	S10	4,9	5,1	861	27	4	0,052
M11	S11	1,05	1,1	932	25	4	0,070
M12	S12	51	1,4	1027	22	4	0,086
M13	S13	3,5	3,7	1629	6	5	0,114
M14	S14	3,9	4,5	1573	4	5	0,133
M15	S15	1,3	1,5	795	13	4	0,025
M16	S16	2,2	1,6	816	12	5	0,041
M17	S17	2	3,2	988	10	5	0,058
M18	S18	7,2	4,4	1204	8	5	0,064
M19	S19	4,2	3,8	1550	5	5	0,089
M20	S20	3,7	2,8	1591	5	4	0,108
M21	S21	5,2	4,8	1642	6	5	0,130
M22	S22	8,3	8,1	812	25	5	0,028
M23	S23	4,4	4,3	930	22	5	0,045
M24	S24	8,2	6,7	979	22	5	0,057
M25	S25	100	16	1375	7	5	0,066
M26	S26	9,5	12	1561	6	4	0,075
M27	S27	2,2	3,4	1597	5	5	0,110
M28	S28	2,3	2,3	1606	6	5	0,145
M29	S29	-	-	978	20	1	-
M30	S24	1	0,85	1042	22	1	0,059
M31	S25	20,5	8,5	1359	7	1	0,068
M32	S26	0,51	-	1594	6	1	0,256

ES 2 730 891 T3

Placa nº	Lámina de acero nº	D (µm)	d (µm)	Valor de ensayo de tracción		Evaluación de la resistencia a la fragilización por hidrógeno	C en la capa superficial (% en masa)
				TS (MPa)	E1 (MPa)		
M33	S26	0,02	0,1	1585	6	1	0,238
M34	S25	22,8	6	1408	7	1	0,064
M35	S27	-	-	1616	5	1	-
M36	S30	0	1,3	453	36	5	0,016
M37	S30	0	-	447	36	5	0,017

Tabla 5 (3 / 3)

Placa nº	Lámina de acero nº	Nanodureza			Nota
		Interior de la lámina de acero (GPa)	Capa superficial (GPa)	Capa superficial/interior	
M1	S1	3,95	2,86	0,73	Ejemplo de la invención
M2	S2	4,42	2,87	0,65	Ejemplo de la invención
M3	S3	4,80	2,84	0,59	Ejemplo de la invención
M4	S4	5,85	2,85	0,49	Ejemplo de la invención
M5	S5	9,89	3,00	0,30	Ejemplo de la invención
M6	S6	11,80	3,50	0,30	Ejemplo de la invención
M7	S7	14,10	4,18	0,30	Ejemplo de la invención
M8	S8	4,17	2,87	0,69	Ejemplo de la invención
M9	S9	4,50	2,84	0,63	Ejemplo de la invención
M10	S10	4,88	2,84	0,58	Ejemplo de la invención
M11	S11	6,13	2,93	0,48	Ejemplo de la invención
M12	S12	8,62	3,04	0,35	Ejemplo de la invención
M13	S13	14,30	6,06	0,42	Ejemplo de la invención
M14	S14	13,90	4,50	0,32	Ejemplo de la invención
M15	S15	4,07	2,78	0,68	Ejemplo de la invención
M16	S16	4,29	2,84	0,66	Ejemplo de la invención
M17	S17	7,47	2,99	0,40	Ejemplo de la invención
M18	S18	11,90	3,03	0,25	Ejemplo de la invención
M19	S19	13,70	5,78	0,42	Ejemplo de la invención

Placa nº	Lámina de acero nº	Nanodureza			Nota
		Interior de la lámina de acero (GPa)	Capa superficial (GPa)	Capa superficial/interior	
M20	S20	13,80	4,85	0,35	Ejemplo de la invención
M21	S21	14,00	4,77	0,34	Ejemplo de la invención
M22	S22	4,25	2,85	0,67	Ejemplo de la invención
M23	S23	6,09	2,97	0,49	Ejemplo de la invención
M24	S24	7,23	2,97	0,41	Ejemplo de la invención
M25	S25	13,40	3,53	0,26	Ejemplo de la invención
M26	S26	14,20	3,93	0,28	Ejemplo de la invención
M27	S27	13,90	5,14	0,37	Ejemplo de la invención
M28	S28	14,10	6,12	0,43	Ejemplo de la invención
M29	S29	7,21	2,90	0,40	Ejemplo comparativo
M30	S24	9,11	3,03	0,33	Ejemplo comparativo
M31	S25	12,70	3,56	0,28	Ejemplo comparativo
M32	S26	13,80	4,44	0,32	Ejemplo comparativo
M33	S26	13,90	5,29	0,38	Ejemplo comparativo
M34	S25	13,10	3,46	0,26	Ejemplo comparativo
M35	S27	14,30	6,60	0,46	Ejemplo comparativo
M36	S30	2,84	2,65	0,93	Ejemplo comparativo
M37	S30	2,84	2,66	0,94	Ejemplo comparativo

Además, la lámina de acero chapada se cortó en la dirección del espesor y la dureza de la lámina de acero en una sección transversal se midió mediante el método de nanoindentación hasta una profundidad de 1/3 del espesor de lámina de la lámina de acero desde la interfase de placa/ferrita. La forma de usar el método de nanoindentación para la medición es conforme a la primera realización.

5

La profundidad  $d$  ( $\mu\text{m}$ ) desde la interfase de placa/ferrita en la que el acero presentaba el óxido que incluía Si o Mn, o ambos, se obtuvo mediante la observación de una sección transversal de la lámina de acero chapada utilizando un microscopio electrónico de barrido (S-800, fabricado por Hitachi, Ltd.) y confirmando un lugar en el que uno o más de los óxidos identificados mediante un espectro de rayos X de tipo de dispersión de energía estaban presentes en 100  $\mu\text{m}$ . Los resultados se muestran en la Tabla 5.

10

La resistencia a la fragilización por hidrógeno se evaluó de la siguiente manera: la capa chapada se desprendió utilizando una solución de ácido clorhídrico al 5%, después se llevó a cabo una carga catódica durante 24 horas en una solución tampón  $\text{CH}_3\text{COOH}-\text{CH}_3\text{COONa}$  con un pH 4,5 y con una densidad de corriente de 2  $\text{A}/\text{dm}^2$  utilizando la lámina de acero como cátodo y un galvanostato (HAB-151, fabricado por Hokuto Denko Corporation), posteriormente se llevó a cabo una galvanoplastia con Cd, la lámina de acero se cortó a un tamaño de 20 mm x 100 mm y se introdujo una muesca que tenía una profundidad de un 50% del espesor de lámina en la parte central en la dirección longitudinal,

15

- 5 produciendo de este modo una muestra de ensayo. La lámina de acero se fracturó en una prueba de doblado de tres puntos usando una máquina de ensayo Instron (número de tipo 3380), la superficie fracturada se observó usando un SEM (S-800, fabricado por Hitachi Ltd.), y se obtuvo la relación de área de la superficie frágil fracturada en el lugar de observación, evaluando de este modo la resistencia a la fragilización por hidrógeno. Las calificaciones de 3 o más representan una excelente resistencia a la fragilización por hidrógeno.
- Calificación 1: la relación de área de la superficie frágil fracturada es mayor de un 50%.
- Calificación 2: la relación de área de la superficie frágil fracturada es de más de un 30% a un 50%.
- Calificación 3: la relación de área de la superficie frágil fracturada es de más de un 20% a un 30%.
- Calificación 4: la relación de área de la superficie frágil fracturada es de más de un 10% a un 20%.
- 10 Calificación 5: la relación de área de la superficie frágil fracturada es de un 10% o menos.
- A partir de los resultados de la evaluación mostrados en la Tabla 5 se ha comprobado que la lámina de acero chapado del segundo aspecto no inventivo es excelente en términos de la resistencia a la fragilización por hidrógeno.
- (Tercera realización)
- 15 A continuación se describirá en detalle una tercera realización de la presente invención. En primer lugar, los componentes de la lámina de acero utilizados en la realización son iguales a los del segundo aspecto, y por lo tanto no se describirán.
- A continuación se describirá la razón por la que la capa chapada utilizada en la realización está limitada. La misma razón para la limitación que en el segundo aspecto no se describirá, y solo se describirán las diferencias.
- 20 La razón por la que el intervalo de la cantidad de Al en la capa chapada se establece en un 0,01% a un 1% consiste en que, cuando la cantidad de Al es menor de un 0,01%, sobre la superficie del baño de chapado se genera de forma significativa escoria predominantemente de óxido de Zn, y el aspecto después del chapado se degrada. Cuando la cantidad de Al es superior a un 1%, la aleación de Fe-Zn en la capa chapada se suprime de forma significativa, la velocidad de línea de la línea de placa continua se reduce y la productividad se degrada.
- La capa chapada utilizada en la realización es igual a la capa chapada recocida y galvanizada de la primera realización.
- 25 La razón por la que el intervalo del espesor D de la capa blanda (capa ablandada), en la que la nanodureza generada en este momento es de un 75% o menos con respecto a la nanodureza presente en el interior de la lámina de acero, se establece en  $d/4 \leq D \leq 2d$  consiste en que las propiedades de doblado son más favorables en este intervalo. La razón detallada no está clara, pero se considera que el hecho arriba indicado resulta del efecto de los óxidos presentes en este intervalo para suprimir la propagación del agrietamiento.
- 30 A continuación se describirá el método de fabricación de la lámina de acero galvanizado que tiene excelentes propiedades de doblado de la realización. Las partes iguales a las del segundo aspecto no se describirán, y solo se describirá la diferencia.
- La composición de la lámina de acero, las condiciones de colada y los procesos de recocido son iguales a los del segundo aspecto.
- 35 La lámina de acero recocido se enfría a un intervalo de 350 °C a 550 °C, se sumerge en un baño de chapado de 440 °C a 480 °C, se retira del baño, se controla para que tenga una cantidad de placa predeterminada, y se somete a un tratamiento de calentamiento durante 10 segundos a 60 segundos a una temperatura de la lámina de 400 °C a 600 °C, difundiendo de este modo Fe en la capa chapada y formando una capa chapada aleada que contiene una concentración de Fe predeterminada. Como condiciones de la aleación, el tratamiento de calentamiento se lleva a cabo preferiblemente durante 10 segundos a 60 segundos a una temperatura de la lámina de 410 °C a 530 °C desde el punto de vista del aseguramiento de la calidad de la lámina de acero, y se lleva a cabo preferiblemente durante 10 segundos a 40 segundos desde el punto de vista de la supresión del crecimiento de una fase  $\Gamma$  en la capa chapada.
- 40
- [Ejemplo 4]
- 45 A continuación se describirá el ejemplo de la realización, pero las condiciones del ejemplo son un ejemplo de las condiciones empleadas para confirmar la viabilidad y los efectos de la realización, y la realización no se limita a este ejemplo de condiciones. La realización puede emplear una variedad de condiciones dentro de la esencia de la realización siempre que se logre el objeto de la realización.
- Otros elementos que no están incluidos en la Tabla 6 no se añaden, y solo están incluidos en una pequeña cantidad como impurezas inevitables.
- 50 Unas láminas de acero que tenían los componentes de acero y los espesores de lámina mostrados en la Tabla 6 se

5 sometieron a un tratamiento de recocido con las temperaturas de recocido, las concentraciones de hidrógeno y los puntos de rocío mostrados en la Tabla 7, se sumergieron en un baño de chapado de Zn fundido con una temperatura de baño de 450 °C durante 3 segundos, se retiraron del baño, se controlaron de modo que tuvieran una cantidad adherida en una superficie simple de 1 µm a 20 µm mediante limpieza con gas, se calentaron de nuevo a una temperatura de lámina de 400 °C a 600 °C para difundir Fe en la capa chapada, y después se enfriaron a temperatura ambiente utilizando gas nitrógeno. Después de haber disuelto mediante un ácido la placa sobre la lámina de acero chapada obtenida, los resultados de los análisis químicos fueron tal como se muestran en la Tabla 7 como Al (%) en la placa y Fe (%) en la placa.

Tabla 6

Lámina de acero nº	C en el acero (%)	Si en el acero (%)	Mn en el acero (%)	Espesor del acero t (mm)
S1	0,10	0,50	0,01	1,20
S2	0,15	0,005	0,10	1,60
S3	0,20	0,10	0,50	1,80
S4	0,25	0,10	1,00	2,00
S5	0,30	0,50	2,00	2,30
S6	0,40	0,50	3,00	2,70
S7	0,50	0,50	0,01	3,20
S8	0,10	1,00	0,10	1,00
S9	0,15	1,00	0,50	1,60
S10	0,20	1,00	1,00	1,80
S11	0,25	2,00	2,00	2,00
S12	0,30	2,00	3,00	2,30
S13	0,40	2,00	0,01	2,70
S14	0,50	0,01	0,10	3,20
S15	0,10	0,10	0,50	1,20
S16	0,15	0,10	1,00	1,60
S17	0,20	0,10	2,00	1,80
S18	0,25	0,50	3,00	2,00
S19	0,30	0,50	0,01	2,30
S20	0,40	0,50	0,10	2,70
S21	0,50	1,00	0,50	3,20
S22	0,10	1,00	1,00	1,20
S23	0,15	1,00	2,00	1,60
S24	0,20	2,00	3,00	1,80
S25	0,25	2,00	0,01	2,00
S26	0,30	2,00	0,10	2,30
S27	0,40	0,01	0,50	2,70
S28	0,50	0,10	1,00	3,20
S29	0,20	1,20	1,50	1,00
S30	0,05	0,10	0,50	1,80

Tabla 7 (1 / 3)

Placa nº	Lámina de acero nº	Hidrógeno durante el recocido (%)	Temperatura de recocido (°C)	Punto de rocío durante el recocido (°C)	Espesor de placa (µm)	Al en la placa (%)	Fe en la placa (%)
M1	S1	3	800	1	2	0,20	5
M2	S2	1	900	5	6	0,25	7
M3	S3	3	850	10	8	0,19	12
M4	S4	5	800	15	10	0,20	10
M5	S5	7	750	20	12	0,25	12
M6	S6	10	700	25	6	1,00	5
M7	S7	1	650	30	7	0,01	15
M8	S8	3	900	40	8	0,50	5
M9	S9	5	850	50	10	0,20	10
M10	S10	7	800	1	6	0,25	11
M11	S11	10	750	5	7	0,19	12
M12	S12	1	700	40	8	1,00	10
M13	S13	3	650	15	9	0,25	12
M14	S14	5	900	20	10	0,19	10
M15	S15	7	850	25	6	0,01	11
M16	S16	10	800	30	7	0,05	12
M17	S17	1	750	40	8	0,20	10
M18	S18	3	700	50	9	0,25	12
M19	S19	5	650	1	10	0,19	10
M20	S20	7	900	5	4	0,20	11
M21	S21	10	850	10	1	0,25	12
M22	S22	1	800	15	20	0,19	10
M23	S23	3	900	20	6	0,20	12
M24	S24	5	850	25	7	0,25	5
M25	S25	7	800	30	8	0,19	7
M26	S26	10	750	40	9	0,20	12
M27	S27	5	700	50	10	0,25	10
M28	S28	10	650	30	6	0,19	11
M29	S29	5	750	-20	7	0,18	10
M30	S24	5	500	-2	8	0,20	11
M31	S25	5	600	60	9	0,20	5
M32	S26	5	800	-40	10	0,24	5
M33	S26	0	850	2	6	0,30	0.05
M34	S25	3	920	65	7	0,30	10
M35	S27	20	800	-20	8	0,22	10
M36	S30	5	800	15	9	0,22	10
M37	S30	20	800	-20	10	0,22	10

ES 2 730 891 T3

Tabla 7 (2 / 3)

Placa nº	Lámina de acero nº	D (µm)	d (µm)	Valor de ensayo de tracción		C en la capa superficial (% en masa)
				TS (MPa)	E1 (MPa)	
M1	S1	0,1	-	783	13	0,028
M2	S2	0,2	-	827	15	0,043
M3	S3	0,4	0,2	856	18	0,053
M4	S4	0,5	0,3	918	20	0,063
M5	S5	0,1	0,025	1064	18	0,214
M6	S6	2,5	1,5	1249	17	0,116
M7	S7	4,5	2,5	1580	6	0,128
M8	S8	2,1	2,2	805	15	0,030
M9	S9	15	302	833	24	0,041
M10	S10	4,2	2,4	861	27	0,052
M11	S11	0,2	0,3	932	25	0,070
M12	S12	50	0,4	1027	22	0,087
M13	S13	2,4	2,6	1629	6	0,114
M14	S14	3,8	4,4	1573	4	0,133
M15	S15	0,6	0,8	795	13	0,025
M16	S16	1,4	0,8	816	12	0,041
M17	S17	1,2	2,4	988	10	0,058
M18	S18	6,1	3,3	1204	8	0,064
M19	S19	3,2	2,8	1550	5	0,085
M20	S20	3,3	2,4	1591	5	0,108
M21	S21	5,1	4,7	1642	6	0,130
M22	S22	6,3	6,1	812	25	0,028
M23	S23	3,7	3,6	930	22	0,043
M24	S24	7,8	6,3	979	22	0,057
M25	S25	100	15	1375	7	0,066
M26	S26	8,4	11	1561	6	0,075
M27	S27	1,2	2,4	1597	5	0,110
M28	S28	1,6	1,6	1606	6	0,145
M29	S29	-	-	978	20	-
M30	S24	0,16	0,01	1042	22	0,059
M31	S25	20	8	1359	7	0,068
M32	S26	0,01	-	1594	6	0,256
M33	S26	0,02	0,1	1585	6	0,238
M34	S25	22	5,2	1408	7	0,064
M35	S27	-	-	1616	5	-
M36	S30	0	0,3	453	36	0,016
M37	S30	0	-	447	36	0,017

Tabla 7 (3 / 3)

Placa nº	Lámina de acero nº	Nanodureza			Calificación de la parte doblada	Calificación de sección transversal de la parte doblada	Nota
		Interior de la lámina de acero (GPa)	Capa superficial (GPa)	Capa superficial/interior			
M1	S1	3,95	2,86	0,72	3	3	Ejemplo de la invención
M2	S2	4,42	2,87	0,65	4	3	Ejemplo de la invención
M3	S3	4,80	2,84	0,59	3	3	Ejemplo de la invención
M4	S4	5,85	2,85	0,49	3	4	Ejemplo de la invención
M5	S5	9,89	3,00	0,30	3	4	Ejemplo de la invención
M6	S6	11,80	3,50	0,30	4	5	Ejemplo de la invención
M7	S7	14,10	4,18	0,30	4	5	Ejemplo de la invención
M8	S8	4,17	2,87	0,69	4	5	Ejemplo de la invención
M9	S9	4,50	2,84	0,63	5	5	Ejemplo de la invención
M10	S10	4,88	2,84	0,58	5	5	Ejemplo de la invención
M11	S11	6,13	2,93	0,48	3	4	Ejemplo de la invención
M12	S12	8,62	3,04	0,35	3	4	Ejemplo de la invención
M13	S13	14,30	6,06	0,42	4	5	Ejemplo de la invención
M14	S14	13,90	4,50	0,32	4	5	Ejemplo de la invención
M15	S15	4,07	2,78	0,68	3	4	Ejemplo de la invención
M16	S16	4,29	2,84	0,66	4	5	Ejemplo de la invención
M17	S17	7,47	2,99	0,40	4	5	Ejemplo de la invención
M18	S18	11,90	3,03	0,25	5	5	Ejemplo de la invención
M19	S19	13,70	5,78	0,42	5	5	Ejemplo de la invención
M20	S20	13,80	4,85	0,35	4	5	Ejemplo de la invención
M21	S21	14,00	4,77	0,34	4	5	Ejemplo de la invención
M22	S22	4,25	2,85	0,67	5	5	Ejemplo de la invención
M23	S23	6,09	2,97	0,49	5	5	Ejemplo de la invención



Placa n°	Lámina de acero n°	Nanodureza			Calificación de la parte doblada	Calificación de sección transversal de la parte doblada	Nota
		Interior de la lámina de acero (GPa)	Capa superficial (GPa)	Capa superficial/interior			
M24	S24	7,23	2,97	0,41	5	5	Ejemplo de la invención
M25	S25	13,40	3,53	0,26	5	5	Ejemplo de la invención
M26	S26	14,20	3,93	0,28	5	4	Ejemplo de la invención
M27	S27	13,90	5,14	0,37	5	4	Ejemplo de la invención
M28	S28	14,10	6,12	0,43	5	4	Ejemplo de la invención
M29	S29	7,21	2,90	0,40	1	1	Ejemplo comparativo
M30	S24	9,11	3,03	0,33	1	1	Ejemplo comparativo
M31	S25	12,70	3,56	0,28	1	1	Ejemplo de la invención
M32	S26	13,80	4,44	0,32	1	1	Ejemplo comparativo
M33	S26	13,90	5,29	0,38	1	1	Ejemplo comparativo
M34	S25	13,10	3,46	0,26	1	1	Ejemplo comparativo
M35	S27	14,30	6,60	0,46	1	1	Ejemplo comparativo
M36	S30	2,84	2,65	0,93	5	5	Ejemplo comparativo
M37	S30	2,84	2,66	0,94	5	5	Ejemplo comparativo

Mientras tanto, el espesor de la lámina de acero se reduce ligeramente por la difusión de Fe desde la lámina de acero debido al tratamiento de aleación después del chapado, pero la cantidad reducida es de un máximo de 5  $\mu\text{m}$ , y esto no influye de forma sustancial. Por lo tanto, en la presente solicitud, "el espesor de lámina de la lámina original antes del chapado se trata para que sea igual al espesor de lámina t excluyendo el espesor de la placa de una lámina de acero producto".

Además, la lámina de acero chapada se cortó en la dirección del espesor y la dureza de la lámina de acero en una sección transversal se midió mediante el método de nanoindentación hasta una profundidad de 1/3 del espesor de lámina de la lámina de acero desde la interfase de placa/ferrita. La forma de usar el método de nanoindentación para la medición es conforme a la primera realización.

La profundidad d ( $\mu\text{m}$ ) desde la interfase de placa/ferrita en la que el acero presentaba el óxido que incluía Si o Mn, o ambos, se obtuvo mediante la observación de la sección transversal de la lámina de acero chapada utilizando un microscopio electrónico de barrido (S-800, fabricado por Hitachi, Ltd.) y confirmando un lugar en el que uno o más de los óxidos identificados mediante un espectro de rayos X de tipo de dispersión de energía estaban presentes en 100  $\mu\text{m}$ . Los resultados se muestran en la Tabla 7.

Las propiedades de doblado se evaluaron de la siguiente manera: la lámina de acero chapada se cortó a un tamaño de 70 mm x 30 mm para producir una muestra, y se llevó a cabo una prueba de doblado en V de 30 grados en la que se ejerció presión con un punzón con forma de V, que tenía una anchura de 30 mm y un ángulo de 30 grados, en el centro del lado de 70 mm de longitud. El ángulo R del punzón en forma de V se ajustó de modo que fuera constante, 1,0 mm. Después del ensayo se fotografió la superficie en la parte doblada, las partes agrietadas y las partes robustas se binarizaron en la foto de observación, y se obtuvieron las relaciones de área de todos los sitios de observación en las partes agrietadas, evaluando de este modo las propiedades de doblado. Las relaciones de área agrietada

obtenidas se calificaron de acuerdo con el siguiente índice, y se establecieron tasas de 3 o más para alcanzar el nivel de aprobación.

5 Además, la parte doblada se implantó en una resina, y la sección transversal de la parte doblada se observó usando un microscopio óptico, observando así el estado de avance del agrietamiento. En la observación de la sección transversal, entre los sitios de observación se midió la profundidad del agrietamiento que había avanzado más lejos desde la capa superficial, y se usó la relación entre la profundidad de la grieta y el espesor de lámina de la lámina de acero como una tasa de avance de grieta. La tasa de avance de grieta obtenida se calificó de acuerdo con el siguiente índice, y se establecieron tasas de 3 o más para alcanzar el nivel de aprobación. Los resultados se muestran en la Tabla 7.

10 Observación de la superficie de la parte doblada

Calificación 1: la relación de área del agrietamiento es mayor de un 20%.

Calificación 2: la relación de área del agrietamiento es de más de un 10% a un 20%.

Calificación 3: la relación de área del agrietamiento es de más de un 5% a un 10%.

Calificación 4: la relación de área del agrietamiento es de más de un 1% a un 5%.

15 Calificación 5: la relación de área del agrietamiento es de un 1% o menos.

Observación de la sección transversal de la parte doblada

Calificación 1: la tasa de avance del agrietamiento es mayor de un 20%.

Calificación 2: la tasa de avance del agrietamiento es de más de un 10% a un 20%.

Calificación 3: la tasa de avance del agrietamiento es de más de un 5% a un 10%.

20 Calificación 4: la tasa de avance del agrietamiento es de más de un 1% a un 5%.

Calificación 5: la tasa de avance del agrietamiento es de un 1% o menos.

A partir de los resultados de la evaluación mostrados en la Tabla 7 se ha comprobado que la lámina de acero chapado del presente aspecto es excelente en términos de las propiedades de doblado.

Aplicabilidad industrial

25 De acuerdo con la presente invención se puede proporcionar una lámina de acero recocido y galvanizado que es excelente en términos de resistencia a la fragilización por hidrógeno. Además, de acuerdo con la presente invención se puede proporcionar una lámina de acero recocido y galvanizado de alta resistencia que es excelente en términos de resistencia a la fragilización por hidrógeno sin degradar la productividad. En particular se espera que la presente invención sea utilizada como un elemento de refuerzo para automóviles, y que tenga una gran importancia industrial.

30 Tal como se describe más arriba, de acuerdo con la presente invención se puede proporcionar una lámina de acero chapado que es excelente en términos de las propiedades de doblado. En particular se espera que la presente invención sea utilizada como un elemento de refuerzo para automóviles, y que tenga una gran importancia industrial.

**REIVINDICACIONES**

1. Una lámina de acero recocido y galvanizado que tiene una resistencia a la tracción de 770 MPa o más y que comprende:

una parte de lámina de acero que contiene, en % en masa,

- 5 C: de un 0,05% a un 0,50%,  
 Si: de un 0,005% a un 2,5%,  
 Mn: de un 0,01% a un 3,0%,  
 Al: de un 0% a un 0,5%,  
 Ni: de un 0% a un 2,0%,
- 10 Cu: de un 0% a un 2,0%,  
 Cr: de un 0% a un 2,0%,  
 Mo: de un 0% a un 2,0%,  
 B: de un 0% a un 0,002%,  
 Ti: de un 0% a un 0,1%,
- 15 Nb: de un 0% a un 0,1%,  
 V: de un 0% a un 0,1%,  
 REM: de un 0% a un 0,1%,  
 Ca: de un 0% a un 0,1%,  
 P: limitado a un 0,03% o menos,
- 20 S: limitado a un 0,02% o menos,  
 N: limitado a un 0,0060% o menos, y  
 un resto de Fe e impurezas inevitables; y  
 una capa chapada formada sobre la superficie de la parte de lámina de acero,
- 25 en donde la capa chapada es una capa chapada recocida y galvanizada, conteniendo la capa chapada recocida y galvanizada Fe: de un 5% a un 15%, Al: de un 0,01% a un 1% y uno o más seleccionados entre Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi y REM en un total de un 0% a un 3,5%, siendo el resto Zn e impurezas inevitables,  
 la parte de lámina de acero tiene una capa blanda que se une directamente a la interfase con la capa chapada y una capa interior que es diferente a la capa blanda,
- 30 el espesor D de la capa blanda es de un 0,001% a un 5% del espesor t de la parte de lámina de acero,  
 en donde la capa blanda presenta una microestructura en la que la relación de área de ferrita es de un 95% o más con un espesor medio de 0,01  $\mu\text{m}$  a 10  $\mu\text{m}$  sobre el lado de la parte de lámina de acero de la interfase entre la parte de lámina de acero y la capa chapada, y,
- 35 cuando la dureza de la capa blanda medida por el método de nanoindentación está indicada mediante H1, y la dureza representativa de la parte de lámina de acero medida en la proximidad de una profundidad de 1/3 del espesor de la lámina de acero por el método de nanoindentación está indicada mediante Ha en una sección transversal que se extiende a lo largo de la dirección del espesor de la parte de lámina de acero, H1 es de un 5% a un 75% de Ha,
- 40 en donde el método de nanoindentación se lleva a cabo utilizando un microscopio de fuerza atómica que emplea un indentador de diamante con forma de pirámide triangular en el extremo delantero, una carga sobre el indentador se ajusta de tal modo que la profundidad de indentación en la dirección hacia la capa interior sea de 5 nm, la dureza de la lámina de acero se mide en lugares con una profundidad a intervalos de 10 nm a lo largo de la dirección del espesor de la lámina de acero, se miden cinco puntos para cada profundidad y se obtiene una dureza media para cada uno de los lugares de profundidad; y

una concentración de C en la capa blanda es de un 10% a menos de un 30% de la concentración de C de toda la parte de lámina de acero.

2. La lámina de acero recocido y galvanizado de acuerdo con la reivindicación 1, en donde la parte de lámina de acero contiene además más de un 0,10%, pero un 0,50% o menos, de C.

FIG. 1

