

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 804 542**

51 Int. Cl.:

<b>C21D 8/02</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)	<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)
<b>B32B 15/01</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/16</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/28</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/26</b>	(2006.01)		
<b>C23C 2/12</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/28</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/32</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/34</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)	<b>C22C 18/04</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/08</b>	(2006.01)	<b>C22C 18/00</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.09.2012 PCT/JP2012/075214**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.04.2013 WO13047819**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.09.2012 E 12836248 (0)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **20.05.2020 EP 2762588**

54 Título: **Chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia con una capacidad excelente de moldeo, pequeña anisotropía del material y una resistencia a la tracción final de 980 mpa o más, chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y método para su fabricación**

30 Prioridad:

**30.09.2011 JP 2011218040**

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

**08.02.2021**

73 Titular/es:

**NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)  
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku  
Tokyo 100-8071, JP**

72 Inventor/es:

**AZUMA, MASAFUMI;  
WAKABAYASHI, CHISATO;  
NOZAKI, TAKAYUKI;  
FUJITA, NOBUHIRO y  
TAKAHASHI, MANABU**

74 Agente/Representante:

**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 804 542 T3**

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

## DESCRIPCIÓN

Chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia con una capacidad excelente de moldeo, pequeña anisotropía del material y una resistencia a la tracción final de 980 mpa o más, chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y método para su fabricación

### 5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a una chapa de acero chapado de alta resistencia y una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada de alta resistencia que tiene una excelente adherencia de chapado y conformabilidad con una resistencia a la tracción (TS) de 980 MPa o más, que es particularmente adecuada para una estructura miembro, un miembro de refuerzo y un miembro de suspensión de automóviles.

### 10 **Antecedentes de la técnica**

Se ha considerado la reducción del peso de los miembros, como los miembros transversales y los miembros laterales de los automóviles, para apoyar las tendencias de reducción del consumo de combustible en los últimos años. En términos de materiales, desde el punto de vista de asegurar la resistencia y la seguridad contra impactos, incluso cuando se adelgaza, se ha hecho una chapa de acero de mayor resistencia. Sin embargo, la conformabilidad de los materiales se deteriora junto con el aumento de la resistencia de los mismos. Para implementar un peso más ligero de los miembros, se debe producir una chapa de acero que satisfaga tanto la conformabilidad de la prensa como la alta resistencia. En particular, se requiere una ductilidad excelente en el caso de formar el miembro estructural o el miembro de refuerzo de automóviles que tiene una forma complicada.

Recientemente, como miembro del bastidor del automóvil, se utiliza principalmente una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción máxima de 440 MPa o 590 MPa. Para reducir aún más el peso, se prefiere el desarrollo de una chapa de acero de alta resistencia de 980 MPa o más. En particular, cuando la chapa de acero de la clase 590 MPa se reemplaza con la chapa de acero de la clase 980 MPa, requiere un alargamiento equivalente a la clase 590 MPa. Por lo tanto, se desea el desarrollo de una chapa de acero de 980 MPa o más que tenga un alargamiento excelente.

Como la chapa de acero tiene un excelente alargamiento total (EI) en un ensayo de tracción, existen chapas de acero de estructura compleja en las que se utiliza una ferrita blanda que sirve como fase primaria en una estructura de chapa de acero para garantizar la ductilidad y se dispersa una austenita residual como una segunda fase para asegurar la fuerza.

Como el acero obtenido al dispersar la austenita residual, hay un acero TRIP (TRansformation Induced Plasticity) que utiliza la transformación de martensita de la austenita residual en el momento del procesamiento del plástico, y sus aplicaciones se han ampliado recientemente.

En particular, el acero TRIP tiene un alargamiento excelente en comparación con el acero reforzado por precipitación y el acero DP (acero que consiste en ferrita y martensita), por lo que es altamente deseable una aplicación expandida. Sin embargo, dado que este acero asegura una excelente conformabilidad usando la transformación de martensita en el momento de la formación, se requieren grandes cantidades de austenita residual para garantizar la conformabilidad. Para asegurar la austenita residual, se requiere agregar grandes cantidades de Si. Además, para garantizar la resistencia de 980 MPa o más, existe la tendencia a agregar elementos de aleación en grandes cantidades y se desarrolla fácilmente una textura. En particular, el desarrollo de la textura de los grupos de orientación  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  o la textura de una orientación  $\{332\} \langle 113 \rangle$  promueve una anisotropía del material. Por ejemplo, en comparación con el alargamiento total en el caso de realizar la prueba de tracción en una tira de acero en una dirección paralela a una dirección de rodadura, el alargamiento total en el caso de realizar la prueba de tracción en una dirección vertical es muy inferior. En consecuencia, aunque la chapa de acero tiene características de un buen alargamiento en una dirección y una excelente conformabilidad, es difícil de aplicar a un miembro que tiene una forma complicada.

Por otro lado, la chapa de acero galvanizado en caliente y la chapa de acero aleado galvanizado en caliente que tiene una excelente resistencia a la corrosión se conoce como una chapa de acero para automóviles. La chapa de acero está provista de una capa chapada hecha de zinc que contiene Fe del 15% o menos en una superficie de la chapa de acero para tener una excelente resistencia a la corrosión. La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada se fabrican en una línea de galvanización por inmersión en caliente de tipo continuo (en lo sucesivo, CGL) en muchos casos. En el CGL, la chapa de acero se desengrasa, luego se recuece mediante un calentamiento indirecto con tubos radiantes bajo una atmósfera reductora que contiene  $H_2$  y  $N_2$ , luego se enfría hasta cerca de la temperatura de un baño de galvanizado, y luego se sumerge en agua caliente. baño de galvanizado por inmersión. Posteriormente, la chapa de acero se somete a un tratamiento de chapado.

En el caso de la fabricación de la chapa de acero galvanizado en caliente aleado, la chapa de acero se sumerge en el baño de galvanizado y luego se vuelve a calentar, de modo que la capa galvanizada se somete a un tratamiento de aleación. En este momento, una atmósfera dentro del horno es una atmósfera en donde se reduce el Fe, y la chapa de acero se puede fabricar sin oxidar el Fe, de modo que se usa ampliamente como una instalación de fabricación de

una chapa de acero galvanizado.

Sin embargo, el Si se oxida fácilmente en comparación con el Fe, y el óxido de Si se forma en la superficie de la chapa de acero mientras pasa a través de la CGL. El óxido de Si es responsable de las fallas de galvanizado debido a la mala humectabilidad con el galvanizado en caliente. Alternativamente, dado que el óxido inhibe una reacción de aleación de Fe y zinc, existe el problema de que no se puede fabricar la chapa de acero galvanizado en caliente aleado.

Con respecto a este problema, un método para lograr tanto la excelente capacidad de formación como una propiedad de chapado, en particular, un medio para mejorar la propiedad de chapado de acero que contiene Si en grandes cantidades se describe en la Literatura de Patentes 1 en donde el recocido se realiza una vez, luego se realiza el decapado para eliminar el óxido en la superficie de la chapa de acero, y luego se realiza nuevamente el tratamiento de galvanizado en caliente. Sin embargo, este método no es deseable porque se realiza el recocido de dos veces y, por lo tanto, el decapado después del tratamiento térmico y el paso de la línea de galvanizado conduce a un aumento significativo de los procesos y un aumento de los costos.

Como medio para mejorar la propiedad de chapado del acero que contiene Si, un método para suprimir los óxidos de Si o Mn al hacer que la atmósfera en el horno sea una atmósfera reductora de elementos fácilmente oxidables como Si y Mn o un método para reducir el formado los óxidos se describen en la Literatura de Patentes 2. En este método, el chapado previo o el rectificado superficial se realizan en materiales que tienen una pobre propiedad de chapado antes de ingresar a la línea de galvanizado. Sin embargo, a medida que aumenta el proceso de prechapado o el rectificado de la superficie, aumenta el costo. Además, dado que la chapa de acero de alta resistencia generalmente contiene Si y Mn en grandes cantidades, es difícil lograr una atmósfera capaz de reducir el Si en la chapa de acero que contiene Si del 0,5% en peso o más, lo cual es un objetivo de la presente invención, y, por lo tanto, se requiere una gran inversión en instalaciones, lo que resulta en un aumento del costo. Además, dado que el oxígeno liberado de los óxidos reducidos de Si y Mn cambia la atmósfera en el horno a una atmósfera oxidante de Si, es difícil estabilizar la atmósfera en el caso de realizar una producción masiva. Como resultado, existe la preocupación de que los defectos tales como la irregularidad de la humectabilidad de la chapa o la irregularidad de la aleación ocurran en una dirección longitudinal o una dirección de ancho de la chapa de acero.

Como medio para lograr tanto la excelente ductilidad como una propiedad de chapado, la literatura de patente 3 describe un método en el que se realiza el laminado en frío, luego la superficie de la chapa de acero se somete a un tratamiento de chapado previo con metales como Ni, Fe, o Co, y se somete a un tratamiento de chapado mientras pasa a través de una línea de tratamiento térmico. Esto se relaciona con un método de prechapado de metales, que son difíciles de oxidar en comparación con Si y Mn, en una capa superficial de la chapa de acero y la fabricación de la chapa de acero que no contiene Si y Mn en la capa superficial de la chapa de acero. Sin embargo, incluso cuando la superficie de la chapa de acero se somete al tratamiento de chapado previo, estos elementos se difunden en el interior de la chapa de acero durante el tratamiento térmico, y por lo tanto se debe realizar una gran cantidad de chapado previo. Por lo tanto, existe el problema de que el costo aumenta notablemente.

Como un medio para resolver estos problemas. Las publicaciones de patentes 4 a 6 proponen un método en el que el óxido de Si no se forma en la superficie de la chapa de acero, sino que se forma dentro de la chapa de acero. Esto puede aumentar el potencial de oxígeno en el horno y puede oxidar el Si dentro de la chapa de acero para suprimir la difusión del Si en la superficie de la chapa de acero y la formación del óxido de Si en la superficie.

Además, las publicaciones de patentes 7 y 8 no se refieren al acero TRIP sino a la chapa de acero galvanizado y describen un método para establecer el interior del horno como la atmósfera reductora en un proceso de recocido de CGL. Además, la Literatura de Patentes 9 describe un método para proporcionar un flujo de chorro de un caudal predeterminada en un baño de galvanización para evitar fallas de galvanización por escoria.

La Literatura de Patentes 10 describe una chapa de acero laminado en frío que comprende una composición química de chapa de acero que incluye, en % en masa, C: del 0,02% al 0,4%, Si: del 0,001% al 2,5%, Mn: del 0,001% al 4,0%, Al: del 0,001% al 2,0%, P: un 0,15% o menos, S: un 0,03% o menos, N: un 0,01% o menos, O: un 0,01% o menos, y el balance consiste en Fe e impurezas inevitables, en donde una suma del contenido de Si y el contenido de Al es del 1,0% al 4,5% en la composición química de la chapa de acero, una densidad de polos promedio de un grupo de orientación de {100} <011> a {223} <110>, que es una densidad de polos expresada por una aritmética el promedio de las densidades de los polos de las orientaciones cristalinas respectivas {100} <011>, {116} <110>, {114} <110>, {112} <110> y {223} <110>, es del 1,0 al 6,5, y una densidad de polos de una orientación de cristal {332} <113> es de 1,0 a 5,0 en una porción central de grosor de chapa dentro de un intervalo de 5/8 a 3/8 de grosor de chapa, una microestructura de la chapa de acero incluye una pluralidad de granos, la microestructura de la chapa de acero incluye, por una relación de área, del 5% al 80% de ferrita, del 5% al 80% de bainita y del 2% al 30% de austenita retenida, en la microestructura, la martensita está limitada al 20% o menos, la perlita está limitada al 10% o menos, y la martensita templada está limitada al 60% o menos, y Cr que es un valor de Lankford en una dirección ortogonal a una dirección de balanceo es 0,70 a 1,10, y r30 que es un valor de Lankford en una dirección que forma un ángulo de 30° con la dirección de rodadura es de 0,70 a 1,10.

La Literatura de Patentes 11 describe una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que comprende: en %

5 en masa, C: del 0,10% al 0,40%; Mn: del 0,5% al 4,0%; Si: del 0,005% al 2,5%; Al: del 0,005% al 2,5%; Cr: del 0% al 1,0%; y un resto que es hierro e impurezas inevitables, en donde una cantidad de P está limitada al 0,05% o menos, una cantidad de S está limitada al 0,02% o menos, una cantidad de N está limitada al 0,006% o menos, una microestructura de la misma incluye del 2% al 30% de austenita retenida por porcentaje de área, la martensita está limitada al 20% o menos por porcentaje de área en la microestructura, un tamaño de partícula promedio de cementita en la microestructura es 0,01  $\mu\text{m}$  a 1  $\mu\text{m}$ , y del 30% al 100% de la cementita tiene una relación de aspecto de 1 a 3.

Sin embargo, las técnicas convencionales son extremadamente difíciles de proporcionar simultáneamente la resistencia a la corrosión, la alta resistencia y la ductilidad.

**Literatura de la técnica anterior**

10 [Literatura de Patentes]

[Literatura de Patentes 1] JP 3521851B

[Literatura de Patentes 2] JP 4-26720A

[Literatura de Patentes 3] JP 3598087B

[Literatura de Patentes 4] JP 2004-323970A

15 [Literatura de Patentes 5] JP 2004-315960A

[Literatura de Patentes 6] JP 2008-214752A

[Literatura de Patentes 7] JP 2011-111674A

[Literatura de Patentes 8] JP 2009-030159A

[Literatura de Patentes 9] JP 2008-163388A

20 [Literatura de Patentes 10] EP 2 692 895 A1 (Técnica anterior según el Art. 54(3) EPC)

[Literatura de Patentes 11] WO 2011/093319 A1

**Compendio de la invención**

**Problemas que son resueltos por la invención]**

25 La presente invención es proporcionar una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada de alta resistencia que tiene una excelente adherencia de chapado y conformabilidad con una resistencia a la tracción (TS) de 980 MPa o más.

**Medios para resolver los problemas**

30 A partir del resultado obtenido por un examen serio, para lograr la resistencia a la tracción (TS) final de 980 MPa o más y la excelente conformabilidad, los presentes inventores han descubierto que es importante utilizar completamente el Si como elemento de refuerzo y para contener ferrita del 40% o más en fracción de volumen y una austenita residual del 8% o más en fracción de volumen. Además, los inventores han descubierto que incluso en una chapa de acero laminada en frío que contiene una gran cantidad de elementos aditivos, es posible fabricar una chapa de acero, en donde se reduce la anisotropía del material y la conformabilidad es excelente, al controlar el desbaste rodando y terminando rodando dentro de un intervalo específico.

35 Por otro lado, la propiedad de chapado y la aleación del acero que contiene una gran cantidad de Si se aseguraron permitiendo que el zinc fundido fluya en un baño de galvanizado a 10 a 50 m/min y suprimiendo una reacción entre el óxido de zinc (escoria) y la chapa de acero responsable de las fallas de galvanizado. En el caso de que el flujo no ocurra en el baño, se incorpora un óxido de zinc fino en una capa galvanizada y se inhibe la reacción de aleación.

40 Además, el mecanismo detallado no está claro, pero cuando existen óxidos de Si y Mn en la superficie de la chapa de acero, las fallas de galvanización debido al óxido de zinc y el retraso de la aleación se vuelven más notables para tener una influencia adversa significativa en la propiedad de chapado. La supresión de la reacción entre la escoria y la chapa de acero que es responsable de las fallas de galvanización y el retraso de la aleación también tiene un efecto significativo para facilitar el proceso de aleación.

45 Mediante la mejora de la propiedad de chapado, es posible agregar una gran cantidad de Si a la chapa de acero galvanizado en caliente y a la chapa de acero aleado galvanizado en caliente.

La presente invención se refiere a una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y a una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada de alta resistencia que tiene pequeña anisotropía

## ES 2 804 542 T3

del material y excelente conformabilidad con la resistencia a la tracción (TS) final de 980 MPa o más y la esencia de esto es como sigue.

5 [1] Una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia con pequeña anisotropía del material y excelente conformabilidad con una resistencia a la tracción final de 980 MPa o más, cuya chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente comprende una capa galvanizada por inmersión en caliente formada sobre una superficie de una base de chapa de acero,

en donde la chapa base de acero contiene: % en masa,

C: del 0,1 a menos del 0,40%;

Si: del 0,5 al 3,0%;

10 Mn: del 1,5 al 3,0%;

O: limitado al 0,006% o menos;

P: limitado al 0,04% o menos;

S: limitado al 0,01% o menos;

Al: limitado al 2,0% o menos;

15 N: limitado al 0,01% o menos; y

opcionalmente uno o dos o más del: % en masa,

Cr: del 0,05 al 1,0%;

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

Ni: del 0,05 al 1,0%;

20 Cu: del 0,05 al 1,0%;

Nb: 0,005 al 0,3%;

Ti: 0,005 al 0,3%;

V: 0,005 al 0,5%;

B: 0,0001 al 0,01%;

25 del 0,0005 al 0,04% en total de uno o dos o más seleccionados de Ca, Mg y REM, y

siendo el resto Fe e impurezas inevitables,

una microestructura de la chapa base de acero contiene ferrita del 40% o más, austenita residual de 8 a menos del 60%, en fracción de volumen, y un resto es bainita o martensita, y opcionalmente contiene perlita de menos del 10%,

30 un valor promedio de las densidades de los polos de una estructura cúbica centrada en el cuerpo de los grupos de orientación {100} <011> a {223} <110> representados por cada una de las orientaciones de cristal {100} <011>, {116} <110>, {114} <110>, {113} <110>, {112} <110>, {335} <110> y {223} <110> en un intervalo de grosor de hoja de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa base de acero es 6,5 o menos y una densidad de polos de una orientación de cristal {332} <113> es 5,0 o menos, en donde la orientación de cristal representada por {hkl} <uvw>

35 significa que la dirección normal de un plano de chapa de acero es paralela a <hkl> y una dirección de rodadura es paralela a <uvw>, el valor promedio de las densidades de polos se mide de acuerdo con la descripción, y la capa galvanizada por inmersión en caliente contiene Fe: menos del 7% en masa y un resto que es Zn, Al, e impurezas inevitables.

40 [2] Una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia que tiene pequeña anisotropía del material y excelente conformabilidad con una resistencia a la tracción final de 980 MPa o más, cuya chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado que comprende una capa galvanizada por inmersión en caliente de aleación formada sobre una superficie de una chapa base de acero,

en donde la chapa base de acero contiene: % en masa,

C: del 0,1 a menos del 0,40%;

## ES 2 804 542 T3

- Si: del 0,5 al 3,0%;
- Mn: del 1,5 al 3,0%;
- O: limitado al 0,006% o menos;
- P: limitado al 0,04% o menos;
- 5 S: limitado al 0,01% o menos;
- Al: limitado al 2,0% o menos;
- N: limitado al 0,01% o menos; y
- opcionalmente uno o dos o más del: % en masa,
- Cr: del 0,05 al 1,0%;
- 10 Mo: del 0,01 al 1,0%;
- Ni: del 0,05 al 1,0%;
- Cu: del 0,05 al 1,0%;
- Nb: del 0,005 al 0,3%;
- Ti: del 0,005 al 0,3%;
- 15 V: del 0,005 al 0,5%;
- B: del 0,0001 al 0,01%;
- del 0,0005 al 0,04% en total de uno o dos o más seleccionados de Ca, Mg y REM, y
- siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
- 20 una microestructura de la chapa base de acero contiene ferrita del 40% o más, austenita residual de 8 a menos del 60%, en fracción de volumen, y un resto es bainita o martensita, y opcionalmente contiene perlita de menos del 10%,
- un valor promedio de las densidades de los polos de una estructura cúbica centrada en el cuerpo de los grupos de orientación {100} <011> a {223} <110> representados por cada una de las orientaciones de cristal {100} <011>, {116} <110>, {114} <110>, {113} <110>, {112} <110>, {335} <110> y {223} <110> en un intervalo de grosor de hoja de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa base de acero es 6,5 o menos y una densidad de polos de una orientación de cristal {332} <113> es 5,0 o menos, en donde la orientación de cristal representada por {hkl} <uvw> significa que la dirección normal de un plano de chapa de acero es paralela a <hkl> y una dirección de rodadura es paralela a <uvw>, el valor promedio de las densidades de los polos se mide de acuerdo con la descripción, y la capa de aleación de galvanizado en caliente contiene Fe: del 7 al 15% en masa y un resto que es Zn, Al, e impurezas inevitables.
- 25
- 30
- [3] La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia según [1] o la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia según [2], en donde la chapa base de acero contiene además uno o dos o más del: % en masa
- Cr: del 0,05 al 1,0%;
- 35 Mo: del 0,01 al 1,0%;
- Ni: del 0,05 al 1,0%;
- Cu: del 0,05 al 1,0%;
- Nb: del 0,005 al 0,3%;
- Ti: del 0,005 al 0,3%;
- 40 V: del 0,005 al 0,5%; y
- B: del 0,0001 al 0,01%.
- [4] La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia según [1] o la chapa de acero

## ES 2 804 542 T3

galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia según [2], en donde la chapa base de acero además contiene, en % en masa, del 0,0005 al 0,04% en total de uno o dos o más seleccionados de Ca, Mg y REM.

[5] Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizado en caliente de alta resistencia que tiene pequeña anisotropía del material y excelente conformabilidad con una resistencia a la tracción final de 980 MPa o más, cuyo método de fabricación comprende:

- 5 con respecto a un tocho de acero que contiene: % en masa,
- C: del 0,1 a menos del 0,40%;
- Si: del 0,5 al 3,0%;
- Mn: del 1,5 al 3,0%;
- 10 O: limitado al 0,006% o menos;
- P: limitado al 0,04% o menos;
- S: limitado al 0,01% o menos;
- Al: limitado al 2,0% o menos;
- N: limitado al 0,01% o menos; y
- 15 siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
- realizar el primer laminado en caliente en el que el laminado con una relación de reducción del 40% o más se lleva a cabo una vez o más en un intervalo de temperatura de 1000°C o superior y 1200°C o inferior;
- establecer un diámetro de grano de austenita a 200  $\mu\text{m}$  o menos mediante el primer laminado en caliente;
- 20 realizar un segundo laminado en caliente en el que el laminado con una relación de reducción del 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez a una región de temperatura de  $T_1 + 30^\circ\text{C}$  o superior y  $T_1 + 200^\circ\text{C}$  o inferior determinada por Expresión (1) a continuación;
- establecer una relación de reducción total en el segundo laminado en caliente al 50% o más y la relación de reducción total en un intervalo de temperatura por debajo de  $T_1 + 30^\circ\text{C}$  al 30% o menos en el segundo laminado en caliente antes del bobinado;
- 25 en donde una temperatura de acabado del laminado en caliente es una temperatura de transformación de  $\text{Ar}_3$  o superior;
- después de que se realiza la reducción final a una relación de reducción del 30% o más en la segunda laminación en caliente, se enfría antes de comenzar la laminación en frío de tal manera que un tiempo de espera  $t$  en segundos satisfaga la Expresión (2) siguiente;
- 30 establecer una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/segundo o más y un cambio de temperatura en un intervalo de 40°C o superior y 140°C o menos en el enfriamiento antes del laminado en frío;
- realizar bobinado a una región de temperatura de 700°C o inferior;
- realizar decapado;
- realizar laminado en frío con una relación de reducción del 40% o más y del 80% o menos;
- 35 calentar a una temperatura de recocido de 750°C o superior y 900°C o inferior y luego recocer en una línea continua de galvanizado por inmersión en caliente, en donde una velocidad de calentamiento promedio de temperatura ambiente o superior y 650°C o inferior se establece en HR1 en °C/segundo expresado por la Expresión (4) a continuación, y una velocidad de calentamiento promedio desde una temperatura superior a 650°C a la temperatura de recocido se establece en HR2 en °C/segundo expresado por la Expresión (5) a continuación;
- 40 establecer un tiempo de espera de recocido de 10 segundos a 600 segundos;
- enfriar a 500°C desde la temperatura de recocido a 0,1 a 200°C/segundo; y
- realizar galvanizado en caliente después de mantener durante 10 a 1000 segundos entre 500 y 350°C a un caudal del zinc fundido de 10 m/min o más rápido y 50 m/min o más lento,

$$T1 \text{ en } ^\circ\text{C} = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots \text{Expresión (1)}$$

donde, C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo y V representan el contenido de cada elemento en % en masa, y Ti, B, Cr, Mo y V se calculan como cero cuando no están contenidos,

$$t \leq 2.5 \times t1 \dots \text{Expresión (2)}$$

5 donde, t1 se obtiene mediante la Expresión (3) a continuación.

$$t1 = 0.001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0.109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3.1 \dots \text{Expresión (3)}$$

donde, en la Expresión (3) anterior, Tf representa una temperatura de la palanquilla de acero obtenida después de una reducción final a una relación de reducción del 30% o más, y P1 representa una relación de reducción de una reducción final al 30% o más,

$$HR1 \geq 0.3 \dots \text{Expresión (4)}$$

10

$$HR2 \leq 0.5 \times HR1 \dots \text{Expresión (5)}.$$

[6] Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia que tiene pequeña anisotropía del material y excelente conformabilidad con una resistencia a la tracción final de 980 MPa o más, cuyo método de fabricación comprende:

15 con respecto a un tocho de acero que contiene: % en masa,

C: del 0,1 a menos del 0,40%;

Si: del 0,5 al 3,0%;

Mn: del 1,5 al 3,0%;

O: limitado al 0,006% o menos;

20 P: limitado al 0,04% o menos;

S: limitado al 0,01% o menos;

Al: limitado al 2,0% o menos;

N: limitado al 0,01% o menos; y

siendo el resto Fe e impurezas inevitables,

25 realizar el primer laminado en caliente en el que el laminado con una relación de reducción del 40% o más se lleva a cabo una vez o más en un intervalo de temperatura de 1000°C o superior y 1200°C o inferior;

establecer un diámetro de grano de austenita a 200 μm o menos mediante el primer laminado en caliente; realizar un segundo laminado en caliente en el que el laminado con una relación de reducción del 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez a una región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior determinada por Expresión (1) a continuación;

30 establecer una relación de reducción total en el segundo laminado en caliente al 50% o más y la relación de reducción total en un intervalo de temperatura por debajo de T1 + 30°C al 30% o menos en el segundo laminado en caliente antes del bobinado;

35 en donde una temperatura de acabado del laminado en caliente es una temperatura de transformación de Ar3 o superior;

después de que se realiza la reducción final a una relación de reducción del 30% o más en la segunda laminación en caliente, se enfría antes de comenzar la laminación en frío de tal manera que un tiempo de espera t en segundos satisfaga la Expresión (2) a continuación;

establecer una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/segundo o más y un cambio de temperatura en un



## ES 2 804 542 T3

intervalo de 40°C o superior y 140°C o menos en el enfriamiento antes del laminado en frío;

realizar bobinado a una región de temperatura de 700°C o inferior;

realizar decapado;

realizar laminado en frío con una relación de reducción del 40% o más y del 80% o menos;

5 calentar a una temperatura de recocido de 750°C o superior y 900°C o inferior y luego recocer en una línea continua de galvanizado por inmersión en caliente, en donde una velocidad de calentamiento promedio de temperatura ambiente o superior y 650°C o inferior se establece en HR1 en °C/segundo expresado por la Expresión (4) a continuación, y una velocidad de calentamiento promedio desde una temperatura superior a 650°C a la temperatura de recocido se establece en HR2 en °C/segundo expresado por la Expresión (5) a continuación;

establecer un tiempo de espera de recocido de 10 segundos a 600 segundos;

enfriar a 500°C desde la temperatura de recocido a 0,1 a 200°C/segundo;

realizar galvanizado en caliente después de mantener durante 10 a 1000 segundos entre 500 y 350°C a un caudal del zinc fundido de 10 m/min o más rápido y 50 m/min o más lento; y

15 realizar un tratamiento de aleación a una temperatura de 460°C o superior,

$$T1 \text{ en } ^\circ\text{C} = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots \text{ Expresión (1)}$$

donde, C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo y V representan el contenido de cada elemento en % en masa, y Ti, B, Cr, Mo y V se calculan como cero cuando no están contenidos.

$$t \leq 2.5 \times t1 \dots \text{ Expresión (2)}$$

20 donde, t1 se obtiene mediante la Expresión (3) a continuación.

$$t1 = 0.001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0.109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3.1 \dots \text{ Expresión (3)}$$

donde, en la Expresión (3) anterior, Tf representa una temperatura de la palanquilla de acero obtenida después de una reducción final a una relación de reducción del 30% o más, y P1 representa una relación de reducción de una reducción final al 30% o más,

$$HR1 \geq 0.3 \dots \text{ Expresión (4)}$$

25

$$HR2 \leq 0.5 \times HR1 \dots \text{ Expresión (5)}$$

[7] El método de fabricación de una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia según [5] o el método de fabricación de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia según [6], en el que cuando la inmersión en caliente se realiza la galvanización, la temperatura de una chapa base de acero es (temperatura del baño de galvanizado en caliente - 40)°C o superior y (temperatura del baño de galvanizado en caliente + 50)°C o inferior.

De acuerdo con la presente invención, la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia que tiene pequeña anisotropía del material y excelente conformabilidad con la resistencia a la tracción (TS) final de 980 MPa o más, que es adecuado para un miembro estructural, un miembro de refuerzo y un miembro de suspensión de automóviles, se proporcionan a un bajo costo.

### Breve descripción de los dibujos

[FIG. 3] La FIG. 3 es un diagrama explicativo de una línea continua de laminado en caliente.

Modo de llevar a cabo la invención]

40 A partir del resultado obtenido mediante un examen exhaustivo de la chapa de acero galvanizado por inmersión en

caliente y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado para resolver los problemas anteriores, los presentes inventores han demostrado exhibir la resistencia a la tracción final de 980 MPa o más y la excelente conformabilidad cuando la fase primaria de una microestructura de la chapa base de acero es ferrita y la austenita residual está contenida. Además, los inventores han descubierto que incluso en la chapa de acero que contiene una gran cantidad de Si y Mn, es posible fabricar la chapa de acero laminada en frío que tiene la pequeña anisotropía del material controlando las condiciones de laminado en caliente dentro de un intervalo específico. Además, incluso en la chapa de acero que contiene una gran cantidad de Si, la humectabilidad del chapado y la aleación se aseguran permitiendo que el zinc fundido fluya en el baño de galvanizado.

En lo sucesivo, la presente invención se describirá en detalle.

#### 10 Orientación de cristal de chapa base de acero

Un valor promedio de densidades de polos de los grupos de orientación  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  y una densidad de polos de una orientación de cristal  $\{332\} \langle 113 \rangle$ , en un intervalo de grosor de chapa de 5/8 a 3/8 desde una superficie de una chapa base de acero son valores característicos particularmente importantes en la presente invención. En el caso de calcular la densidad de polos de cada orientación realizando una difracción de rayos X en el intervalo de espesor de la chapa de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa base de acero, cuando el valor promedio de la densidad de polos de los grupos de orientación  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  son 6,5 o menos, se obtiene una chapa de acero de alta resistencia con pequeña anisotropía del material y excelente conformabilidad. El valor promedio de los grupos de orientación  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  es preferiblemente 4,0 o menos.

Las orientaciones incluidas en los grupos de orientación  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  son  $\{100\} \langle 011 \rangle$ ,  $\{116\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{114\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{113\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{112\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{335\} \langle 110 \rangle$ , y  $\{223\} \langle 110 \rangle$ .

Una hoja de acero que tiene una anisotropía grande del material significa una hoja de acero en donde  $\Delta EI [= (L-EI) - (C-EI)]$ , que se define por una diferencia entre un alargamiento total (L-EI) en el caso de realizar un La prueba de tracción en una dirección paralela a una dirección de rodadura y un alargamiento total (C-EI) en el caso de realizar la prueba de tracción en una dirección vertical a la dirección de rodadura, supera el 5%. Una chapa de acero que contiene una gran cantidad de elementos de aleación tiene una gran anisotropía debido al desarrollo de la textura y tiene un pequeño C-EI en particular. Como resultado, aunque el L-EI es excelente, es difícil aplicar una chapa de acero de este tipo a los miembros para mecanizarlos en varias direcciones.

En la presente invención, el  $\Delta EI$  era inferior al 5%, aunque la diferencia en el alargamiento total es inferior al -5%, la anisotropía del material se hace grande para desviarse del intervalo de la presente invención. Sin embargo, en general, el intervalo descrito anteriormente se consideró por el hecho de que la textura se desarrolla y el C-EI se deteriora. Preferiblemente, el  $\Delta EI$  es del 3% o menos.

La densidad de polos es sinónimo de una relación de intensidad aleatoria de rayos X. La densidad de polos (relación de intensidad aleatoria de rayos X) es un valor numérico obtenido midiendo las intensidades de rayos X de una muestra estándar que no tiene acumulación en una orientación específica y una muestra de prueba usando un método de difracción de rayos X o similar bajo el mismo condiciones y dividiendo la intensidad de rayos X de la muestra de prueba por la intensidad de rayos X de la muestra estándar. La densidad de los polos se mide usando difracción de rayos X, EBSD (difracción de dispersión posterior de electrones) o similares. Además, la densidad de polos se puede medir mediante un método EBSP (Patrón de dispersión de electrones de retorno) o un método ECP (Patrón de canalización de electrones). Puede obtenerse a partir de una textura tridimensional calculada por un método vectorial basado en una figura polar de  $\{110\}$  o puede obtenerse a partir de una textura tridimensional calculada por un método de expansión en serie utilizando una pluralidad (preferiblemente, tres o más) de figuras de poste de figuras de poste de  $\{110\}$ ,  $\{100\}$ ,  $\{211\}$ , y  $\{310\}$ .

Por ejemplo, para la densidad de polos de cada una de las orientaciones de cristal, cada una de las intensidades de  $(001) [1-10]$ ,  $(116) [1-10]$ ,  $(114) [1-10]$ ,  $(113) [1-10]$ ,  $(112) [1-10]$ ,  $(335) [1-10]$  y  $(223) [1-10]$  en  $\phi 2 = 45^\circ$  de sección transversal en la textura tridimensional (ODF) puede ser usado como es.

El valor promedio de las densidades de polos de los grupos de orientación  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  es un promedio aritmético de la densidad de polos de cada orientación. Cuando no se obtienen todas las intensidades de estas orientaciones, el promedio aritmético de la densidad de polos de cada orientación  $\{100\} \langle 011 \rangle$ ,  $\{116\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{114\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{112\} \langle 110 \rangle$ , o  $\{223\} \langle 110 \rangle$  puede usarse como sustituto.

De manera similar, la densidad de polos de la orientación del cristal  $\{332\} \langle 113 \rangle$  en el intervalo de espesor de la chapa de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa base de acero debe ser de 5,0 o menos. Preferiblemente, la densidad de polos puede ser 3,0 o menos. Cuando la densidad de polos de la orientación del cristal  $\{332\} \langle 113 \rangle$  es 5,0 o menos, el  $\Delta EI$  es del 5% o menos y se produce una chapa de acero para satisfacer una relación de (resistencia a la tracción final  $\times$  alargamiento total  $\geq 16000$  MPa  $\times$  %).

La muestra que se someterá a la difracción de rayos X puede medirse mientras se ajusta la muestra mediante el método descrito anteriormente de tal manera que la chapa de acero se reduzca en grosor desde la superficie a un grosor de chapa predeterminado mediante pulido mecánico o similar., luego se elimina una deformación mediante

pulido químico, pulido electrolítico o similar, y un plano apropiado se convierte en un plano de medición en el intervalo de espesor de la chapa de 3/8 a 5/8.

5 Por supuesto, cuando la limitación relacionada con la intensidad de rayos X descrita anteriormente se satisface no solo cerca de una porción central del grosor de la chapa sino también en tantas porciones de grosor como sea posible, la anisotropía del material se vuelve aún más pequeña. Sin embargo, el intervalo de 3/8 a 5/8 desde la superficie de la chapa de acero se mide para que sea posible representar las propiedades del material de la chapa de acero en general. Por lo tanto, 5/8 a 3/8 del grosor de la chapa se define como el intervalo de medición.

10 Además, la orientación del cristal representada por  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$  significa que la dirección normal de un plano de chapa de acero es paralela a  $\langle hkl \rangle$  y una dirección de rodadura es paralela a  $\langle uvw \rangle$ . Con respecto a la orientación del cristal, normalmente, las orientaciones verticales al plano de la hoja están representadas por  $[hkl]$  o  $\{hkl\}$  y las orientaciones paralelas a la dirección de rodadura están representadas por  $(uvw)$  o  $\langle uvw \rangle$ .  $\{hkl\}$  y  $\langle uvw \rangle$  son términos colectivos para planos equivalentes,  $[hkl]$  y  $(uvw)$  representan planos de cristal individuales. Es decir, dado que se aplica una estructura cúbica centrada en el cuerpo a la presente invención, por ejemplo,  $(111)$ ,  $(-111)$ ,  $(1-11)$ ,  $(11-1)$ ,  $(-1-11)$ ,  $(-11-1)$ ,  $(1-1-1)$  y  $(-1-1-1)$  son equivalentes y no se pueden distinguir entre sí. En tal caso, estas orientaciones se denominan colectivamente  $\{111\}$ . Dado que una representación ODF también se usa para representar orientaciones de otras estructuras cristalinas de baja simétrica, las orientaciones individuales generalmente están representadas por  $[hkl]$   $(uvw)$ , pero, en la presente invención,  $[hkl]$   $(uvw)$  y  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$  son sinónimos entre sí. La medición de la orientación del cristal por rayos X se realiza de acuerdo con un método divulgado, por ejemplo, en Cullity, Theory of X-ray diffraction (publicado en 1986, traducido por MATSUMURA, Gentaro, publicado por AGNE Inc.) en las páginas 274 a 296.

20 En la presente invención, la anisotropía se estimó utilizando el alargamiento total en el ensayo de tracción, pero también se produce la misma anisotropía en la chapa de acero, en donde se desarrolla la textura, con respecto al alargamiento uniforme o doblabilidad. En la chapa de acero de la presente invención, por lo tanto, la anisotropía de la capacidad de flexión o el alargamiento uniforme también es pequeña.

25 En la presente invención, la excelente conformabilidad significa que una chapa de acero satisface la relación de (resistencia a la tracción final  $\times$  alargamiento total (C-EI)  $\geq$  16000 MPa-%) representada por el producto de la resistencia a la tracción final y el alargamiento total en la dirección vertical a la dirección de rodadura. La conformabilidad es preferiblemente 18000 MPa-% o más y es más preferiblemente 20000 MPa-% o más.

Microestructura de chapa base de acero

30 A continuación, se describirá una microestructura de la chapa base de acero.

35 En la presente invención, la chapa base de acero se proporciona de modo que una fase primaria es una ferrita del 40% o más en fracción de volumen y una austenita residual se dispersa con el 8% o más y menos del 60% en fracción de volumen para garantizar la máxima resistencia a la tracción de 980 MPa o más y excelente conformabilidad. Por lo tanto, es necesario contener la austenita residual. Además, la fase de ferrita puede ser una forma de una ferrita acicular además de una ferrita poligonal.

40 Al usar la fase primaria como la ferrita, una ferrita que tiene alta ductilidad se convierte en la fase primaria, y por lo tanto se mejora la ductilidad. Al contener la austenita residual como una segunda fase, se logran un alto fortalecimiento y una mejora adicional de la ductilidad al mismo tiempo. Cuando la austenita residual es inferior al 8% en fracción de volumen, dado que el efecto es difícil de obtener, un límite inferior de la austenita residual es del 8%. Una estructura de bainita está inevitablemente contenida para estabilizar la austenita residual. Para lograr un mayor fortalecimiento adicional, puede contener martensita. Además, cuando la fracción de volumen es inferior al 10%, puede estar contenida una estructura de perlita.

45 Además, cada fase de las microestructuras como ferrita, martensita, bainita, austenita, perlita y estructuras residuales se pueden identificar y sus ubicaciones y fracción de volumen se pueden observar y medir cuantitativamente utilizando un microscopio óptico que tiene un aumento de 1000 veces y un escaneo y microscopio electrónico de transmisión que tiene un aumento de 1000 veces a 100000 veces después de que una sección transversal de la chapa de acero en una dirección de rodadura o una sección transversal en la dirección del ángulo recto de la dirección de rodadura se graba usando un reactivo Nital y el reactivo como se describe en JP 59-219473A. La fracción de área de cada estructura puede obtenerse observando 20 o más campos y aplicando el método de conteo de puntos o análisis de imágenes. Luego, la fracción de área obtenida se define como la fracción de volumen de cada estructura.

Composición química de la chapa base de acero

55 A continuación, se describirán las razones para restringir las cantidades de la composición. Además, % significa % en masa. En la presente invención, la chapa base de acero contiene, de % en masa, C: del 0,1 a menos de 0,40%, Si: del 0,5 al 3,0%, y Mn: del 1,5 al 3,0%, O: limitado al 0,006% o menos, P: limitado al 0,04% o menos, S: limitado al 0,01% o menos, Al: limitado al 2,0% o menos, N: limitado al 0,01% o menos, y un balance es Fe e impurezas inevitables.

C: el C es un elemento que puede aumentar la resistencia de la chapa de acero. Sin embargo, cuando el contenido es inferior al 0,1%, es difícil lograr tanto la resistencia a la tracción de 980 MPa o más como la trabajabilidad. Por otro lado, cuando el contenido supera el 0,40%, es difícil garantizar la soldabilidad por puntos. Por esta razón, el intervalo está limitado del 0,1 al 0,40% o menos.

5 Si: el Si es un elemento fortalecedor y es efectivo para aumentar la resistencia de la chapa de acero. La adición es esencial debido a que suprime la precipitación de cementita y contribuye a estabilizar la austenita residual. Sin embargo, cuando el contenido es inferior al 0,5%, el efecto de alto fortalecimiento es pequeño. Por otro lado, cuando el contenido supera el 3,0%, la viabilidad disminuye. En consecuencia, el contenido de Si está limitado al intervalo del 0,5 al 3,0%.

10 Mn: el Mn es un elemento de refuerzo y es efectivo para aumentar la resistencia de la chapa de acero. Sin embargo, cuando el contenido es inferior al 1,5%, es difícil obtener la resistencia a la tracción de 980 MPa o más. Por el contrario, cuando el contenido es una gran cantidad, facilita la co-segregación con P y S y conduce a un deterioro notable en la trabajabilidad, y por lo tanto el límite superior es del 3,0%. Más preferiblemente, el intervalo es del 2,0 al 2,7%.

15 O: el O forma óxidos para causar un deterioro en la capacidad de doblado y la capacidad de expansión del agujero, y por lo tanto es necesario restringir una cantidad de aditivo. En particular, los óxidos a menudo existen en forma de inclusiones, y cuando existen en un borde perforado o en una sección transversal cortada, pueden formarse defectos superficiales en forma de muesca o hoyuelos gruesos en la superficie del borde. Como resultado, la concentración de tensión tiende a ocurrir durante la expansión del agujero o el proceso de gran deformación, que luego puede actuar como un origen para la formación de grietas; por lo tanto, se produce un deterioro dramático en la capacidad de expansión y flexibilidad del agujero. Cuando el contenido de O excede el 0,006%, estas tendencias se vuelven notables, y por lo tanto el límite superior del contenido de O es el 0,006% o menos. Cuando el contenido es inferior al 0,0001%, el costo aumenta excesivamente y, por lo tanto, no es deseable económicamente. En consecuencia, este valor es un límite inferior sustancial.

25 P: el P tiende a segregarse en la parte central del espesor de la chapa de acero y hace que la zona de soldadura se vuelva quebradiza. Cuando el contenido supera el 0,04%, la fragilidad de la zona de soldadura se vuelve notable, por lo que el intervalo adecuado se limita al 0,04% o menos. El valor límite inferior de P no se determina particularmente, pero cuando el límite inferior es inferior al 0,0001%, es desventajoso económicamente, por lo que este valor se establece preferiblemente en el valor límite inferior.

30 S: el S tiene un efecto adverso sobre la soldabilidad y la capacidad de fabricación en el momento de la fundición y el laminado en caliente. Por esta razón, el valor límite superior fue del 0,01% o menos. El valor límite inferior de S no está particularmente determinado, pero cuando el límite inferior es inferior al 0,0001%, es desventajoso económicamente, por lo que este valor se establece preferiblemente en el valor límite inferior. Dado que S se combina con Mn para formar MnS grueso, que deteriora la capacidad de doblado y la capacidad de expansión del orificio, el contenido de S es necesario para reducir lo más posible.

35 Al: el Al promueve la formación de ferrita, lo que mejora la ductilidad y, por lo tanto, se puede agregar. Además, Al también puede actuar como un material desoxidante. Sin embargo, la adición excesiva aumenta el número de inclusiones gruesas basadas en Al, lo que puede causar el deterioro de la capacidad de expansión del agujero, así como defectos en la superficie. Por esta razón, el límite superior para la adición de Al es el 2,0%. Preferiblemente, el límite superior es el 0,05% o menos. El límite inferior no está particularmente limitado, pero es difícil establecer que sea inferior al 0,0005%, por lo que este valor es un límite inferior sustancial.

40 N: el N forma nitruros gruesos y provoca el deterioro de la capacidad de doblado y la capacidad de expansión del orificio, por lo que es necesario restringir la cantidad de aditivo. Esto se debe a que cuando el contenido de N excede el 0,01%, la tendencia anterior se vuelve notable, por lo que el contenido de N está en un intervalo del 0,01% o menos. Además, esto hace que se produzcan soplos en el momento de la soldadura, por lo que cuanto menos, mejor. El efecto de la presente invención se exhibe sin limitar particularmente el límite inferior, pero cuando el contenido de N es inferior al 0,0005%, el costo de fabricación aumenta drásticamente, por lo que este valor es un límite inferior sustancial.

En la presente invención, la chapa base de acero puede contener además uno o dos o más de los siguientes elementos que se usan convencionalmente, por ejemplo, para mejorar la resistencia.

50 Mo: el Mo es un elemento de fortalecimiento y es importante para mejorar la templabilidad. Sin embargo, cuando el contenido es inferior al 0,01%, estos efectos no se pueden obtener, por lo que el valor límite inferior fue del 0,01%. Por el contrario, cuando el contenido supera el 1%, tiene un efecto adverso sobre la capacidad de fabricación en el momento de la fabricación y el laminado en caliente, por lo que el valor límite superior fue del 1%.

55 Cr: el Cr es un elemento de fortalecimiento y es importante para mejorar la templabilidad. Sin embargo, cuando el contenido es inferior al 0,05%, no se pueden obtener estos efectos, por lo que el valor límite inferior fue del 0,05%. Por el contrario, cuando el contenido supera el 1%, tiene un efecto adverso sobre la capacidad de fabricación en el momento de la fabricación y el laminado en caliente, por lo que el valor límite superior fue del 1%.

5 Ni: el Ni es un elemento de fortalecimiento y es importante para mejorar la templabilidad. Sin embargo, cuando el contenido es inferior al 0,05%, no se pueden obtener estos efectos, por lo que el valor límite inferior fue del 0,05%. Por el contrario, cuando el contenido supera el 1%, tiene un efecto adverso sobre la capacidad de fabricación en el momento de la fabricación y el laminado en caliente, por lo que el valor límite superior fue del 1%. Además, se puede agregar para causar la mejora de la humectabilidad y la promoción de la reacción de aleación.

10 Cu: el Cu es un elemento de fortalecimiento y es importante para mejorar la templabilidad. Sin embargo, cuando el contenido es inferior al 0,05%, no se pueden obtener estos efectos, por lo que el valor límite inferior fue del 0,05%. Por el contrario, cuando el contenido supera el 1%, tiene un efecto adverso sobre la capacidad de fabricación en el momento de la fabricación y el laminado en caliente, por lo que el valor límite superior fue del 1%. Además, se puede agregar para causar la mejora de la humectabilidad y la promoción de la reacción de aleación.

B es efectivo para el fortalecimiento del límite de grano y el refuerzo de acero mediante la adición del 0,0001% en masa o más, pero cuando la cantidad de aditivo excede el 0,01% en masa, no solo el efecto de la adición se satura, sino que disminuye la capacidad de fabricación en el momento del laminado en caliente., por lo que su límite superior fue del 0,01%.

15 Ti: el Ti es un elemento fortalecedor. Ayuda a aumentar la resistencia de la chapa de acero a través del fortalecimiento de precipitados, el fortalecimiento del refinado de granos debido a la inhibición del crecimiento de los granos de cristal de ferrita y el fortalecimiento de la dislocación debido a la inhibición de la recristalización. Cuando la cantidad de aditivo es inferior al 0,005%, no se pueden obtener estos efectos, por lo que el valor límite inferior fue del 0,005%. Cuando el contenido excede el 0,3%, la precipitación de carbonitruro aumenta y la conformabilidad tiende a deteriorarse, por lo que el límite superior fue del 0,3%.

20 Nb: el Nb es un elemento fortalecedor. Ayuda a aumentar la resistencia de la chapa de acero a través del fortalecimiento del precipitado, el fortalecimiento del refinado del grano debido a la inhibición del crecimiento de los granos de cristal de ferrita y el fortalecimiento de la dislocación debido a la inhibición de la recristalización. Cuando la cantidad de aditivo es inferior al 0,005%, no se pueden obtener estos efectos, por lo que el valor límite inferior fue del 0,005%. Cuando el contenido supera el 0,3%, la precipitación de carbonitruro aumenta y la conformabilidad tiende a deteriorarse, por lo que el límite superior fue del 0,3%.

30 V: el V es un elemento fortalecedor. Ayuda a aumentar la resistencia de la chapa de acero a través del fortalecimiento del precipitado, el fortalecimiento del refinado del grano debido a la inhibición del crecimiento de los granos de cristal de ferrita y el fortalecimiento de la dislocación debido a la inhibición de la recristalización. Cuando la cantidad de aditivo es inferior al 0,005%, no se pueden obtener estos efectos, por lo que el valor límite inferior fue del 0,005%. Cuando el contenido supera el 0,5%, la precipitación de carbonitruro aumenta y la conformabilidad tiende a deteriorarse, por lo que el límite superior fue del 0,5%.

35 Uno o dos o más elementos seleccionados de Ca, Mg y REM pueden agregarse del 0,0005 al 0,04% en total. Ca, Mg y REM son elementos utilizados para la desoxidación y uno o dos o más elementos del 0,0005% o más están contenidos preferiblemente en total. REM indica un metal de tierras raras. Sin embargo, cuando el contenido excede el 0,04% en total, esto puede causar un deterioro de la conformabilidad. Por lo tanto, el contenido total de los elementos es del 0,0005 al 0,04%. Además, en la presente invención, REM se agrega generalmente en un metal de Misch, que además de La y Ce también puede contener otros elementos de la serie lanthanoid en combinación. Los efectos de la presente invención se exhiben incluso cuando los elementos de la serie lantánidos distintos de La y Ce están contenidos como impurezas inevitables. Sin embargo, los efectos de la presente invención se exhiben incluso cuando se añaden metales tales como La y Ce.

40 Composición química de la capa galvanizada por inmersión en caliente y la capa galvanizada por inmersión en caliente aleada

45 En la presente invención, una capa galvanizada por inmersión en caliente formada en la superficie de la chapa base de acero contiene menos del 7% en masa de Fe, siendo el resto Zn, Al e impurezas inevitables. Además, una capa de aleación de acero galvanizado en caliente contiene del 7 al 15% en masa de Fe, y el resto es Zn, Al e impurezas inevitables. Además, cuando la chapa base de acero se somete a un tratamiento de galvanización por inmersión en caliente sumergiéndola en un baño de galvanización por inmersión en caliente, se forma una capa galvanizada por inmersión en caliente que contiene menos del 7% en masa de Fe en la superficie de la chapa base de acero. Además, después del tratamiento de galvanización, cuando se realiza posteriormente un tratamiento de aleación, se forma una capa galvanizada de aleación en caliente que contiene del 7 al 15% en masa de Fe en la superficie de la chapa base de acero.

55 Dependiendo de la presencia o ausencia del tratamiento de aleación, la capa galvanizada está formada de zinc o una aleación de Fe-zinc. El óxido de zinc puede estar contenido en la superficie de la capa galvanizada, pero cuando el contenido (%) de Fe contenido en la capa galvanizada está dentro del intervalo de la presente invención, se puede obtener el efecto de la presente invención. Además, dado que la chapa base de acero de la presente invención contiene Si, Mn o Al, aunque el óxido formado durante el recocido puede existir en un límite entre la chapa base de acero y la capa galvanizada o existir en la capa galvanizada, el efecto de la presente invención se exhibe en cualquier caso.

En el caso en que se desee la soldabilidad por puntos y una propiedad de chapado, es posible mejorar estas propiedades formando la capa de aleación galvanizada por inmersión en caliente que contiene del 7 al 15% en masa de Fe en la superficie de la chapa base de acero. Específicamente, cuando la chapa base de acero se somete al tratamiento de aleación después de ser sumergida en el baño de galvanizado, el Fe se incorpora a la capa galvanizada y, por lo tanto, la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de aleación de alta resistencia que tiene una excelente propiedad de chapado y soldabilidad por puntos puede ser obtenido. Cuando el contenido de Fe después del tratamiento de aleación es inferior al 7% en masa, la soldabilidad por puntos se vuelve insuficiente. Por otro lado, cuando el contenido de Fe excede el 15% en masa, la adhesión de la capa galvanizada en sí se ve afectada, y la capa galvanizada se rompe y se fractura y se cae en el mecanizado, causando arañazos al formarse al adherirse a un molde. En consecuencia, el contenido de Fe contenido en la capa galvanizada durante el tratamiento de aleación está dentro de un intervalo del 7 al 15% en masa.

Además, en un caso en el que no se realiza el tratamiento de aleación, incluso cuando el contenido de Fe contenido en la capa galvanizada es inferior al 7% en masa, la resistencia a la corrosión, la conformabilidad y la capacidad de expansión del agujero que son los efectos obtenidos por la aleación son buenos. a excepción de la soldadura por puntos.

Además, la capa galvanizada puede contener Al, Mg, Mn, Si, Cr, Ni, Cu o similares además de Fe.

Para medir el contenido de Fe y Al contenido en la capa galvanizada, se puede usar un método para disolver la capa galvanizada con un ácido y analizar químicamente la solución disuelta. Por ejemplo, con respecto a la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente cortada en 30 mm × 40 mm, solo se disuelve la capa galvanizada mientras se suprime la elución de la chapa base de acero con una solución acuosa de HCl al 5% añadida con inhibidor. Luego, el contenido de Fe y Al se cuantifica utilizando intensidades de señal obtenidas por análisis de emisión ICP de la solución disuelta y una curva de calibración preparada a partir de soluciones conocidas de concentración. Además, en consideración de la variación medida de las muestras, se emplea un valor promedio obtenido midiendo al menos tres muestras que se cortan de la misma chapa de acero galvanizado aleado en caliente.

La cantidad recubierta del chapado no está particularmente limitada, pero es preferiblemente 5 g/m<sup>2</sup> o más en la cantidad recubierta en una sola superficie de la chapa base de acero desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión. Además, la cantidad recubierta en la superficie única preferiblemente no es mayor de 100 g/m<sup>2</sup> desde el punto de vista de asegurar la adhesión del chapado.

#### Método de fabricación de chapa de acero

Para obtener una chapa de acero que tenga una pequeña anisotropía del material de 980 MPa o más en la presente invención, es importante proporcionar una chapa de acero en donde se suprima la formación de una textura específica. A continuación, se describirán los detalles de las condiciones de fabricación para satisfacer simultáneamente estos factores.

Un método de fabricación previo al laminado en caliente no está limitado en particular. Es decir, posteriormente a la fusión por un horno de eje, un horno eléctrico o similar, el refinado secundario se puede realizar de manera diversa, y luego el moldeo se puede realizar por moldeo continuo normal, o por un método de lingote, o más por moldeo de losa delgada, o similar. En el caso de una colada continua, es posible que una losa de colada continua se enfríe una vez a baja temperatura y luego se recaliente para luego ser sometida a laminación en caliente, o también es posible que una losa de colada continua se someta a laminación en caliente continuamente. También se puede usar una chatarra para una materia prima del acero.

#### Primer laminado en caliente

Una losa extraída de un horno de calentamiento se somete a un proceso de laminado en bruto, siendo el primer laminado en caliente que se lamina en bruto, y de ese modo se obtiene una barra rugosa. La presente chapa de acero de la invención necesita cumplir los siguientes requisitos. Primero, un diámetro de grano de austenita después del laminado en bruto, es decir, un diámetro de grano de austenita antes de terminar el laminado es importante. El diámetro del grano de austenita antes del laminado de acabado es deseablemente pequeño, y el diámetro del grano de austenita de 200 μm o menos contribuye en gran medida a que los granos de cristal sean finos y a la homogeneización de los granos de cristal.

Para obtener el diámetro de grano de austenita de 200 μm o menos antes del acabado de laminado, es necesario realizar un laminado con una relación de reducción del 40% o más una vez o más en el laminado en bruto en una región de temperatura de 1000 a 1200°C.

El diámetro de grano de austenita antes de la laminación de acabado es deseablemente 160 μm o menos o 100 μm o menos, y para obtener este diámetro de grano, la laminación al 40% o más se realiza dos veces o más. Sin embargo, en el laminado en bruto, cuando la reducción es mayor al 70% o el laminado se realiza más de 10 veces, existe la preocupación de que la temperatura del laminado disminuya o se genere una escala excesivamente.

Se supone que un límite de grano de austenita después del laminado en bruto (es decir, antes del laminado de acabado) funciona como uno de los núcleos de recristalización durante el laminado de acabado. El diámetro del grano

de austenita después del laminado en bruto se confirma de una manera que una pieza de chapa de acero antes de ser sometida al laminado de acabado se enfría lo máximo posible (que se enfría a 10°C/segundo o más, por ejemplo), y se graba una sección transversal de la pieza de chapa de acero para que aparezcan los límites del grano de austenita, y los límites del grano de austenita se observan con un microscopio óptico. En esta ocasión, a 50 o más aumentos, el diámetro de grano de austenita de 20 campos visuales o más se mide mediante análisis de imágenes o un método de conteo de puntos.

Segundo laminado en caliente

Una vez que se completa el proceso de laminado en bruto (primer laminado en caliente), se inicia un proceso de laminado final que es el segundo laminado en caliente. El tiempo transcurrido entre la finalización del proceso de laminación aproximada y el inicio del proceso de laminación final se establece deseablemente en 150 segundos o menos.

En el proceso de acabado de laminado (segundo laminado en caliente), la temperatura de inicio de laminado de acabado se establece deseablemente en 1000°C o más. Cuando la temperatura de inicio del laminado de acabado es inferior a 1000°C, en cada pasada de laminado de acabado, la temperatura del laminado que se aplicará a la barra rugosa que se laminará disminuye, la reducción se realiza en una región de temperatura de no recristalización, el se desarrolla la textura y, por lo tanto, la isotropía se deteriora.

Por cierto, el límite superior de la temperatura de inicio del laminado de acabado no está limitado en particular. Sin embargo, cuando es de 1150°C o más, es probable que se produzca una ampolla como punto de partida de un defecto de escala en forma de huso escamoso entre una plancha de acero de base y una escala de superficie antes del acabado de laminado y entre pasadas, y por lo tanto la temperatura de inicio del laminado final es deseablemente inferior a 1150°C.

En el laminado de acabado, una temperatura determinada por la composición química de la chapa de acero se establece en T1, y en una región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior, el laminado al 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez. Además, en la laminación de acabado, la relación de reducción total se establece en el 50% o más. Al cumplir esta condición, en el intervalo de 5/8 a 3/8 de espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero, el valor promedio de las densidades de los postes de los grupos de orientación {100} <011> a {223} <110> se convierte en 6,5 o menos y la densidad de polos de la orientación del cristal {332} <113> se vuelve 5,0 o menos. Por lo tanto, se puede obtener la chapa de acero de alta resistencia que tiene la pequeña anisotropía del material.

Aquí, T1 es la temperatura calculada por la Expresión (1) a continuación.

$$T1 \text{ en } ^\circ\text{C} = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots \text{ Expresión (1)}$$

C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo y V representan el contenido de cada elemento en % en masa. Además, Ti, B, Cr, Mo y V se calculan como cero cuando no están contenidos

Una fuerte reducción en la región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 150°C o inferior y una reducción ligera igual o superior a T1 e inferior a T1 + 30°C a partir de entonces controlan el valor promedio de las densidades de polos de los grupos de orientación {100} <011> a {223} <110> y la densidad de polos de la orientación del cristal {332} <113> en el intervalo de 5/8 a 3/8 de espesor de chapa desde la superficie del acero hoja, y de este modo la anisotropía del material del producto final se mejora drásticamente, como se indica en las Tablas 2 y 3 del Ejemplo que se describirá más adelante.

Esta temperatura T1 en sí misma se obtiene empíricamente. Los presentes inventores aprendieron empíricamente mediante experimentos que la recristalización en una región de austenita de cada acero se promueve en función de la temperatura T1. Con el fin de obtener una mejor uniformidad del material, es importante acumular tensión por la fuerte reducción, y la relación de reducción total del 50% o más es esencial en el laminado de acabado. Además, se desea reducir el 70% o más y, por otro lado, cuando se toma una relación de reducción superior al 90%, como resultado se agrega una temperatura y una carga de rodadura excesiva.

Cuando la relación de reducción total en la región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior es inferior al 50%, la tensión de laminación que se acumulará durante el laminado en caliente no es suficiente y la recristalización de austenita no avanza lo suficiente. Por lo tanto, la textura se desarrolla y la isotropía se deteriora. Cuando la relación de reducción total es del 70% o más, se puede obtener la isotropía suficiente, aunque se consideren variaciones atribuibles a la fluctuación de temperatura o similares. Por otro lado, cuando la relación de reducción total excede el 90%, se hace difícil obtener la región de temperatura de T1 + 200°C o inferior debido a la generación de calor al trabajar, y además aumenta la carga de rodadura para causar un riesgo de que la rodadura se hace difícil de realizar.

En el laminado de acabado, para promover la recristalización uniforme causada por la liberación de la tensión acumulada, el laminado al 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez a  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  o más y  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$  o inferior.

5 Por cierto, para acelerar la recristalización uniforme mediante la liberación de la tensión acumulada, es necesario suprimir tanto como sea posible la cantidad de trabajo en un intervalo de temperatura inferior a  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  después de la fuerte reducción a  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  o superior y  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$  o menos. Por esta razón, la relación de reducción a menos de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es del 30% o menos. La relación de reducción del 10% o más es deseable en términos de mejorar la forma de la chapa, pero una relación de reducción del 0% es deseable en el caso en que la capacidad de expansión del orificio esté más enfocada. Además, cuando la relación de reducción a menos de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es grande, los granos de austenita recristalizados se expanden y, cuando el tiempo de retención después del laminado de acabado es corto, la recristalización no continúa lo suficiente y la anisotropía del material se hace grande. Es decir, en las condiciones de fabricación de la presente invención, cuando la austenita se recristaliza de manera uniforme y fina en el laminado de acabado, se controla la textura del producto y se mejora la anisotropía del material.

15 Se puede obtener una relación de laminación mediante el rendimiento real o el cálculo a partir de la carga de laminación, la medición del espesor de la chapa o similares. La temperatura puede medirse realmente mediante un termómetro entre soportes, o puede obtenerse mediante simulación de cálculo teniendo en cuenta la generación de calor trabajando desde una velocidad lineal, la relación de reducción o similar. Alternativamente, se puede obtener por ambos.

20 El laminado en caliente (primer laminado en caliente y segundo laminado en caliente) realizado como se describe anteriormente se termina a una temperatura de transformación de Ar3 o superior. Cuando el laminado en caliente finaliza en Ar3 o inferior, el laminado en caliente se convierte en un laminado de región de dos fases de austenita y ferrita, y la acumulación en los grupos de orientación  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  se vuelve fuerte. Como resultado, se promueve la anisotropía material.

#### Enfriamiento antes de laminar en frío

25 Después de que se realiza la reducción final a una relación de reducción del 30% o más en el laminado de acabado, se inicia un enfriamiento antes del laminado en frío de tal manera que un tiempo de espera  $t$  en segundos satisfaga la Expresión (2) a continuación.

$$t \leq 2.5 \times t1 \dots \text{Expresión (2)}$$

Aquí,  $t1$  se obtiene mediante la Expresión (3) a continuación.

30 
$$t1 = 0.001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0.109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3.1 \dots \text{Expresión (3)}$$

Aquí, en la Expresión (3) anterior,  $Tf$  representa la temperatura de una palanquilla de acero obtenida después de la reducción final a una relación de reducción del 30% o más, y  $P1$  representa la relación de reducción de la reducción final al 30% o más.

35 Incidentalmente, la "reducción final en una relación de reducción del 30% o más" indica el laminado realizado finalmente en los procesos de laminación cuya relación de reducción se convierte en el 30% o más fuera de los procesos de laminado en una pluralidad de pasadas realizadas en el laminado de acabado. Por ejemplo, en los procesos de laminación en una pluralidad de pasadas realizadas en la laminación de acabado, cuando la relación de reducción de la laminación realizada en la etapa final es del 30% o más, la laminación realizada en la etapa final es la "reducción final en una relación de reducción del 30% o más". Además, en los procesos de laminación en una pluralidad de pasadas realizadas en la laminación de acabado, cuando la relación de reducción de la laminación realizada antes de la etapa final es del 30% o más y después de la laminación realizada antes de la etapa final (rodando en una reducción se realiza una relación del 30% o más), el balanceo cuya relación de reducción se convierte en el 30% o más no se realiza, la rotación realizada antes de la etapa final (rodando a una relación de reducción del 30% o más) es la "reducción final en una relación de reducción del 30% o más".

45 En el laminado de acabado, después de realizar la reducción final con una relación de reducción del 30% o más, el tiempo de espera  $t$  en segundos hasta que se enfríe antes de comenzar el laminado en frío afecta en gran medida el diámetro del grano de austenita y afecta fuertemente la estructura después del laminado en frío, y recocido. Cuando el tiempo de espera  $t$  excede  $t1 \times 2,5$ , el engrosamiento del grano progresa y el alargamiento se reduce notablemente.

50 El tiempo de espera  $t$  en segundos satisface aún más la Expresión (2a) a continuación, lo que permite suprimir preferentemente el crecimiento de los granos de cristal. En consecuencia, aunque la recristalización no avanza lo suficiente, es posible mejorar suficientemente el alargamiento de la chapa de acero y mejorar simultáneamente la propiedad de fatiga.



**$t < t_l \dots$  Expresión (2a)**

Al mismo tiempo, el tiempo de espera  $t$  en segundos satisface aún más la Expresión (2b) a continuación, y por lo tanto la recrystalización avanza lo suficiente y las orientaciones de los cristales son aleatorias. Por lo tanto, es posible mejorar suficientemente el alargamiento de la chapa de acero y mejorar en gran medida la isotropía simultáneamente.

 **$t_l \leq t \leq t_l \times 2.5 \dots$  Expresión (2b)**

5

Aquí, como se ilustra en la FIG. 3, en una línea continua de laminado en caliente 1, el tocho de acero (losa) calentado a una temperatura predeterminada en el horno de calentamiento se lamina en un molino de desbaste 2 y en un molino de acabado 3 secuencialmente para ser la chapa de acero laminada 4 que tiene un grosor predeterminado, y la chapa de acero laminada en caliente 4 se lleva a cabo en una mesa de salida 5. En el método de fabricación de la presente invención, en el proceso de laminado en bruto (primer laminado en caliente) realizado en el molino de desbaste 2, el laminado con una relación de reducción del 40% o más se realiza en el tocho de acero (losa) una vez o más en el intervalo de temperatura de 1000°C o más y 1200°C o menos.

10

La barra rugosa laminada a un grosor predeterminado en el molino de desbaste 2 de esta manera se lamina luego de acabado (se somete al segundo laminado en caliente) a través de una pluralidad de soportes de laminación 6 del molino de acabado 3 para ser la chapa de acero laminada en caliente 4. Luego, en el molino de acabado 3, el laminado al 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez en la región de temperatura de  $T_1 + 30^\circ\text{C}$  o superior y  $T_1 + 200^\circ\text{C}$  o inferior. Además, en el molino de acabado 3, la relación de reducción total se convierte en el 50% o más.

15

Además, en el proceso de acabado de laminado, después de que se realiza la reducción final a una relación de reducción del 30% o más, el enfriamiento antes del laminado en frío se inicia de tal manera que el tiempo de espera  $t$  en segundos satisfaga la Expresión (2) anterior o Expresión (2a) o (2b) anterior. El inicio de este enfriamiento antes del laminado en frío se realiza mediante boquillas de enfriamiento entre soportes 10 dispuestas entre los dos respectivos de los soportes de laminado 6 del molino de acabado 3, o boquillas de enfriamiento 11 dispuestas en la mesa de salida 5.

20

Por ejemplo, cuando la reducción final en una relación de reducción del 30% o más se realiza solo en el soporte de laminación 6 dispuesto en la etapa frontal del molino de acabado 3 (en el lado izquierdo en la FIG. 3, en el lado aguas arriba del laminado) y el laminado cuya relación de reducción se convierte en el 30% o más no se realiza en el soporte de laminación 6 dispuesto en la etapa posterior del molino de acabado 3 (en el lado derecho de la FIG. 3, en el lado aguas abajo del laminado), cuando el inicio del enfriamiento antes del laminado en frío se realiza mediante las boquillas de enfriamiento 11 dispuestas en la tabla de desagüe 5, un caso en el que el tiempo de espera  $t$  en segundos no satisface la Expresión (2) anterior o las Expresiones (2a) y (2b) anterior a veces es causado. En tal caso, el enfriamiento antes del laminado en frío se inicia mediante las boquillas de enfriamiento entre bastidores 10 dispuestas entre los dos respectivos soportes de laminación 6 del molino de acabado 3.

25

30

Además, por ejemplo, cuando la reducción final en una relación de reducción del 30% o más se realiza en el soporte de laminación 6 dispuesto en la etapa posterior del molino de acabado 3 (en el lado derecho en la FIG. 3, en el lado aguas abajo de la laminación), aunque el inicio del enfriamiento antes de la laminación en frío se realiza mediante las boquillas de enfriamiento 11 dispuestas en la tabla de desagüe 5, a veces hay un caso en el que el tiempo de espera  $t$  en segundos puede satisfacer la Expresión (2) arriba o Expresiones (2a) y (2b) arriba. En tal caso, el enfriamiento antes del laminado en frío también puede iniciarse mediante las boquillas de enfriamiento 11 dispuestas en la tabla de desagüe 5. No hace falta decir, siempre y cuando el rendimiento de la reducción final en una relación de reducción del 30% o más, el enfriamiento primario antes del laminado en frío también puede iniciarse mediante las boquillas de enfriamiento entre soportes 10 dispuestas entre los dos respectivos soportes de laminación 6 del molino de acabado 3.

35

40

Luego, en este enfriamiento antes del laminado en frío, se realiza el enfriamiento que a una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/segundo o más, un cambio de temperatura (caída de temperatura) se convierte en 40°C o más y se realiza 140°C o menos.

45

Cuando el cambio de temperatura es inferior a 40°C, los granos de austenita recrystalizados crecen y la tenacidad a baja temperatura se deteriora. El cambio de temperatura se establece en 40°C o más, lo que permite suprimir el engrosamiento de los granos de austenita. Cuando el cambio de temperatura es inferior a 40°C, no se puede obtener el efecto. Por otro lado, cuando el cambio de temperatura excede los 140°C, la recrystalización se vuelve insuficiente para dificultar la obtención de una textura aleatoria específica. Además, una fase de ferrita efectiva para el alargamiento tampoco se obtiene fácilmente y la dureza de una fase de ferrita se vuelve alta, y por lo tanto la conformabilidad también se deteriora. Además, cuando el cambio de temperatura es superior a 140°C, es probable que se produzca un sobreimpulso a/por debajo de la temperatura del punto de transformación de  $A_{r3}$ . En el caso, incluso por la transformación de austenita recrystalizada, como resultado del afilado de la selección de variantes, se forma la textura y la isotropía disminuye en consecuencia.

50

Cuando la velocidad de enfriamiento promedio en el enfriamiento antes del laminado en frío es más lenta que 50°C/segundo, como se esperaba, los granos de austenita recristalizados crecen y la tenacidad a baja temperatura se deteriora. El límite superior de la velocidad de enfriamiento promedio no se determina en particular, pero en términos de la forma de la chapa de acero, 200°C/segundo o menos se considera adecuado.

5 Además, como se ha descrito anteriormente, para promover la recristalización uniforme, es preferible que una cantidad de trabajo a una región de temperatura inferior a  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  sea lo más pequeña posible y en la presente invención la relación de reducción a la región de temperatura inferior a  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es del 30% o menos. Por ejemplo, en el molino de acabado 3 de la línea continua de laminado en caliente 1 ilustrada en la FIG. 3, al pasar a través de uno o dos o más soportes rodantes 6 dispuestos en el lado de la etapa delantera (el lado izquierdo en la FIG. 3, el lado aguas arriba del rodamiento), la chapa de acero está en una región de temperatura de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  o superior y  $T1 + 200^{\circ}\text{C}$  o inferior, y al pasar a través de uno o dos o más soportes rodantes 6 dispuestos en el lado de la etapa trasera (el lado derecho en la FIG. 3, el lado aguas abajo del rodamiento), el acero la chapa está en una región de temperatura inferior a  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ . Al pasar a través de uno o dos o más soportes rodantes 6 dispuestos en el lado de la etapa posterior (el lado derecho en la FIG. 3, el lado aguas abajo del rodamiento), la reducción no se realiza o, aunque se realiza la reducción, la relación de reducción a menos de  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es del 30% o menos en total. En términos de la precisión del grosor de la chapa y la forma de la chapa, la relación de reducción a un valor inferior a  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es preferiblemente del 10% o menos en total. En el caso de requerir más isotropía, la relación de reducción en la región de temperatura inferior a  $T1 + 30^{\circ}\text{C}$  es preferiblemente del 0%.

20 En el método de fabricación de la presente invención, la velocidad de laminación no está limitada en particular. Sin embargo, cuando la velocidad de laminación en el lado del soporte final de la laminación de acabado es inferior a 400 mpm, los granos y se vuelven gruesos, las regiones en las que se puede precipitar la ferrita para obtener la ductilidad disminuyen y, por lo tanto, es probable que la ductilidad se deteriore. Aunque el límite superior de la velocidad de laminación no está limitado en particular, se puede obtener el efecto de la presente invención, pero es realista que la velocidad de laminación sea 1800 mpm o menos debido a la restricción de la instalación. Por lo tanto, en el proceso de laminación de acabado, la velocidad de laminación es preferiblemente de 400 mpm o más y 1800 mpm o menos. Además, en el laminado en caliente, el laminado de acabado puede realizarse continuamente uniendo la barra de chapa (barra rugosa) después del laminado rugoso. En este momento, la barra rugosa se enrolla una vez en forma de bobina y se almacena en una cubierta que tiene una función de aislamiento térmico según sea necesario. Luego, la barra áspera puede unirse después de volver a enrollarse nuevamente.

#### 30 Bobinado

Después de obtenerse de esta manera, la chapa de acero laminada en caliente puede enrollarse a 700°C o menos. Cuando una temperatura de enrollamiento supera los 700°C, se produce una estructura de ferrita o perlita gruesa en la estructura laminada en caliente y la falta de homogeneidad estructural después de que aumenta el recocido. Como resultado, se incrementa la anisotropía material del producto final. Además, cuando la chapa de acero laminada en caliente se enrolla a una temperatura superior a 700°C, aumenta excesivamente el espesor del óxido formado en la superficie de la chapa de acero y es difícil realizar el decapado. Aunque el límite inferior de la temperatura de enrollamiento no está definido en particular, se exhiben los efectos de la presente invención. Sin embargo, dado que es técnicamente difícil enrollar a una temperatura de temperatura ambiente o inferior, la temperatura ambiente es sustancialmente el límite inferior.

#### 40 Decapado

El decapado se realiza en la chapa de acero laminada en caliente preparada de esta manera. El decapado es un proceso importante para eliminar el óxido en la superficie de la chapa base de acero y mejorar la propiedad de chapado. Además, el decapado se puede realizar una o varias veces.

#### Laminado en frío

45 A continuación, el laminado en frío se realiza en la chapa de acero laminada en caliente después del decapado con una relación de reducción del 40 al 80%. En el caso de que la relación de reducción sea inferior al 40%, es difícil mantener la forma aplanada. Además, en este caso, dado que la ductilidad del producto final está deteriorada, el límite inferior de la relación de reducción es del 40%. Por otro lado, cuando el laminado en frío se realiza con una relación de reducción superior al 80%, una carga de laminado en frío es excesivamente grande y es difícil realizar el laminado en frío. Por esta razón, el límite superior de la relación de reducción es del 80%. Más preferiblemente, la relación de reducción está en el intervalo del 45 al 70%. Los efectos de la presente invención se pueden exhibir sin definir particularmente el número de pasadas rodantes y la relación de reducción de cada pasada.

#### Galvanizado en caliente

55 Después del laminado en frío, la chapa base de acero se somete a galvanizado en caliente a través de una línea continua de galvanizado en caliente (CGL).

## Recocido

- La chapa de acero (chapa base de acero) que ha sido sometida al laminado en frío se calienta luego a una temperatura de recocido de 750 a 900°C en la línea de galvanizado continuo por inmersión en caliente. Cuando la temperatura de recocido es inferior a 750°C, un re-sólido de carburo formado durante el laminado en caliente requiere mucho tiempo, queda todo o parte del carburo y, por lo tanto, es difícil garantizar la resistencia de 980 MPa o más. Por esta razón, el límite inferior de la temperatura de recocido es de 750°C. Por otro lado, dado que el calentamiento a una temperatura excesiva conduce a un aumento en el costo, es económicamente desfavorable y la forma de la chapa se vuelve pobre o se reduce la vida útil del rollo. Por lo tanto, el límite superior de la temperatura de recocido es de 900°C. Se selecciona un tiempo de mantenimiento a la temperatura de recocido para que el tratamiento térmico se realice durante 10 segundos o más para disolver el carburo. Por otro lado, cuando el tiempo de tratamiento térmico se hace más largo que 600 segundos, conduce al aumento en el costo, lo que es desfavorable económicamente. Los efectos de la presente invención pueden exhibirse realizando mantenimiento isotérmico a la temperatura de recocido de 750 a 900°C e incluso comenzando a enfriarlo inmediatamente después de que la chapa de acero alcance la temperatura máxima realizando calentamiento por gradiente.
- Al calentar la chapa base de acero a la temperatura de recocido, se establece una velocidad de calentamiento promedio desde la temperatura ambiente o superior a 650°C o inferior a HR1 en °C/segundo expresada por la Expresión (4) a continuación, y una velocidad de calentamiento promedio de la temperatura superior a 650°C a la temperatura de recocido se establece en HR2 en °C/segundo expresada por la Expresión (5) a continuación.

$$HR1 \geq 0.3 \dots \text{Expresión (4)}$$

$$HR2 \leq 0.5 \times HR1 \dots \text{Expresión (5)}.$$

- El laminado en caliente se realiza en las condiciones descritas anteriormente, y además se realiza el enfriamiento antes del laminado en frío. Por lo tanto, se logran tanto el refinamiento de los granos de cristal como la aleatorización de las orientaciones de los cristales. Sin embargo, al realizar el laminado en frío a partir de entonces, se desarrolla una textura fuerte y es probable que la textura permanezca en la chapa de acero. Como resultado, la isotropía de la chapa de acero disminuye. Por lo tanto, se prefiere hacer que la textura, que se ha desarrollado por el laminado en frío, desaparezca tanto como sea posible realizando de manera apropiada el calentamiento a realizar después del laminado en frío. Por esta razón, es necesario dividir la velocidad de calentamiento promedio del calentamiento en dos etapas expresadas por las Expresiones (4) y (5) anteriores.

- La razón detallada por la cual la textura y las propiedades de la chapa base de acero se mejoran por este calentamiento en dos etapas no está clara, pero este efecto se considera relacionado con la recuperación de la dislocación y la recristalización introducida en el momento del laminado en frío. Es decir, una fuerza impulsora de la recristalización que se produce en la chapa de acero por el calentamiento es la tensión acumulada en la chapa de acero por el laminado en frío. Cuando la velocidad de calentamiento promedio HR1 en el intervalo de temperatura desde la temperatura ambiente o superior a 650°C o inferior es pequeña, la dislocación introducida por el laminado en frío se recupera y la recristalización no ocurre. Como resultado, la textura que se ha desarrollado en el momento del laminado en frío permanece como está y las propiedades como la isotropía se deterioran. Cuando la velocidad de calentamiento promedio HR1 en el intervalo de temperatura desde la temperatura ambiente o superior a 650°C o inferior es inferior a 0,3°C/segundo, la dislocación introducida por el laminado en frío se recupera, lo que resulta en que la textura fuerte se formó en ese momento de los restos de laminación en frío. Por lo tanto, es necesario establecer la velocidad de calentamiento promedio HR1 en el intervalo de temperatura desde la temperatura ambiente o superior a 650°C o inferior a 0,3°C/segundo o más. Cuando la velocidad de calentamiento promedio HR1 es 0,3°C/segundo o más, es posible hacer la recristalización de la ferrita (la recuperación de la dislocación es lenta) que tiene una gran densidad de dislocación, se forman granos recristalizados que tienen diferentes orientaciones cristalinas, la textura es aleatorizada y, por lo tanto, la anisotropía se reduce. Además, cuando la velocidad de calentamiento supera los 100°C/segundo, la inversión de la instalación se vuelve excesiva y, por lo tanto, es desfavorable económicamente. Por lo tanto, el límite superior de la velocidad de calentamiento promedio HR1 es sustancialmente 100°C/segundo.

- Por otro lado, cuando la velocidad de calentamiento promedio HR2 desde la temperatura superior a 650°C hasta la temperatura de recocido es grande, la ferrita existente en la chapa de acero después de la laminación en frío no se recristaliza y la ferrita no recristalizada permanece en estado de trabajo. Cuando el acero que contiene C de más del 0,1% en particular se calienta a una región de dos fases de ferrita y austenita, la austenita formada inhibe el crecimiento de ferrita recristalizada, y por lo tanto la ferrita no recristalizada tiene más probabilidades de permanecer. Esta ferrita no recristalizada tiene una textura fuerte, por lo que afecta negativamente a la isotropía, y esta ferrita no recristalizada contiene muchas dislocaciones para deteriorar drásticamente la ductilidad. Por esta razón, en el intervalo de temperatura desde la temperatura superior a 650°C hasta la temperatura de recocido, la velocidad de calentamiento promedio HR2 debe ser 0,5 x HR1 en °C/segundo o menos. Cuando la velocidad de calentamiento promedio HR2 excede 0,5 x HR1 en °C/segundo, el carburo se convierte en austenita antes de la recristalización, y los granos de austenita formados retrasan el crecimiento de los granos recristalizados. Como resultado, la textura en un estado de

laminación en frío permanece y, por lo tanto, aumenta la anisotropía.

A partir de los resultados obtenidos al investigar seriamente la relación entre las condiciones de fabricación y la textura en detalle, los inventores han descubierto que la aleatorización de la textura y la reducción de la anisotropía se pueden lograr cuando el HR1 es dos veces o más que el HR2. Es difícil obtener la aleatorización de la textura controlando dicha velocidad de calentamiento mediante un recocido convencional en el que la velocidad de calentamiento es constante.

Enfriamiento después del recocido

Después de someterse al recocido, la chapa base de acero se enfría a 500°C desde la temperatura de recocido a una velocidad de enfriamiento promedio de 0,1 a 200°C/segundo. Cuando la velocidad de enfriamiento promedio es más lenta que 0,1°C/segundo, la productividad se ve afectada en gran medida. Por otro lado, cuando la velocidad de enfriamiento aumenta excesivamente, el costo de fabricación aumenta. En consecuencia, el límite superior de la velocidad de enfriamiento promedio es de 200°C/segundo. Además, la velocidad de enfriamiento en la región de temperatura de 650 a 500°C es preferiblemente de 3 a 200°C/segundo. Cuando la velocidad de enfriamiento es muy lenta, la estructura de austenita se transforma en la estructura de perlita en el proceso de enfriamiento. Dado que es difícil asegurar la austenita del 8% o más en fracción de volumen, la velocidad de enfriamiento es preferiblemente de 3°C/segundo o más rápida. El ejemplo de un método de enfriamiento puede incluir enfriamiento por rodillo, enfriamiento por aire, enfriamiento por agua y cualquiera de las combinaciones de estos métodos de enfriamiento.

Mantenimiento de la temperatura

Posteriormente, la temperatura se mantiene entre 500 y 350°C durante 10 a 1000 segundos. En el proceso de mantenimiento de la temperatura, se produce la transformación de bainita y la austenita residual se estabiliza. La razón por la cual el límite superior de la temperatura de mantenimiento se establece en 500°C es porque la transformación de bainita ocurre a esta temperatura o más baja. Por otro lado, cuando la temperatura se mantiene en la región de temperatura por debajo de 350°C, la transformación de bainita tarda mucho tiempo, las instalaciones son excesivas y, por lo tanto, la productividad disminuye. En consecuencia, la temperatura de mantenimiento es de 500 a 350°C. El límite inferior del tiempo de mantenimiento es de 10 segundos. La razón es porque la transformación de bainita no progresa suficientemente en la retención de menos de 10 segundos, la austenita residual no se estabiliza y no se obtiene la excelente conformabilidad. Por otro lado, la retención de más de 1000 segundos deteriora la productividad. Además, la retención no indica solo la retención isotérmica, sino que también incluye la eliminación en frío y el calentamiento a esta región de temperatura.

Galvanizado en caliente y galvanizado en caliente aleado

La chapa de acero laminada en frío (chapa base de acero) fabricada de esta manera se sumerge en un baño de galvanizado en caliente y se somete a un tratamiento de galvanizado en caliente, de modo que la chapa de acero galvanizado en caliente de alta resistencia del Se fabrica la presente invención. Además, después del tratamiento de galvanización, cuando se realiza posteriormente un tratamiento de aleación, se fabrica la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de la presente invención.

Preferiblemente, la temperatura de la chapa base de acero que se sumerge en el baño de galvanizado en caliente está en un intervalo de una temperatura inferior a 40°C en comparación con la temperatura del baño de galvanizado en caliente a una temperatura superior a 50°C en comparación con la temperatura del baño de galvanizado en caliente. Cuando la temperatura de la chapa base de acero que se va a sumergir está por debajo de la "temperatura del baño de galvanizado en caliente - 40" (°C), la pérdida de calor al sumergirla en el baño de galvanizado aumenta y una parte del zinc fundido se solidifica, conduciendo a un deterioro del aspecto externo galvanizado en algunos casos. Antes de sumergirlo en el baño de galvanizado, la chapa base de acero se puede sumergir volviendo a calentar la chapa a una temperatura de (temperatura del baño de galvanizado en caliente - 40)°C o más. Además, cuando la temperatura de la chapa base de acero está por encima de la (temperatura del baño de galvanizado en caliente + 50)°C, se inducen problemas operativos asociados con un aumento de temperatura del baño de galvanizado.

Además, el tratamiento de aleación de la capa galvanizada se realiza a 460°C o más. Cuando la temperatura del tratamiento de aleación es inferior a 460°C, el progreso de la aleación se retrasa y la productividad disminuye. El límite superior no está limitado en particular, pero cuando la temperatura del tratamiento de aleación supera los 600°C, se forma el carburo y se reduce la fracción de volumen de una estructura dura (martensita, bainita, austenita residual), por lo que es difícil asegurar la excelente ductilidad. Por lo tanto, el límite superior es sustancialmente 600°C.

Para suprimir las fallas de galvanizado y promover la aleación, se proporciona un flujo de chorro de 10 m/min o más y 50 m/min o menos en el baño de galvanizado. La espuma, que es una película de óxido de Zn o Al, flota sobre la superficie del baño de galvanización. Cuando la película de óxido permanece en la superficie de la chapa base de acero en grandes cantidades, la espuma se adhiere a la superficie de la chapa base de acero en el momento de la inmersión en el baño de galvanización y se producen fácilmente fallas de galvanización. Además, la espuma que se adhiere a la chapa de acero causa no solo las fallas de galvanizado sino también el retraso de la aleación.

Esta propiedad es particularmente notable en la chapa de acero que contiene mucho Si y Mn. El mecanismo detallado

no está claro, pero se considera que las fallas de galvanización y el retraso de la aleación se facilitan al reaccionar entre el óxido de Si y Mn, que se forma en la superficie de la chapa base de acero, y la escoria como óxido también. La razón para establecer la velocidad de flujo del flujo de chorro en 10 m/min o más y 50 m/min o menos es porque el efecto de supresión de las fallas de galvanización debido al flujo de chorro no puede obtenerse a un caudal menor a 10 m/min. La razón para establecer la velocidad de flujo a 50 m/min o menos es porque el efecto de supresión de las fallas de galvanización está saturado y también se evita un alto costo debido a la inversión excesiva de la instalación.

El propósito de establecer la velocidad de flujo del zinc fundido en el baño a 10 m/min o más y 50 m/min o menos es evitar la adhesión de escoria en la superficie de la chapa base de acero. Por esta razón, es preferible que el caudal esté dentro del intervalo anterior hasta una profundidad de la chapa base de acero que se sumerge en el baño de galvanizado. Mientras tanto, la escoria puede depositarse en el fondo del baño de galvanización en algunos casos. En este caso, cuando fluye el zinc fundido cerca del fondo del baño, le preocupa cada vez más que la escoria se adhiera a la superficie de la chapa base de acero al salpicar la escoria depositada. Por lo tanto, el caudal se establece preferiblemente en una región desde la superficie del baño de galvanización hasta la profundidad de la chapa base de acero que se sumerge en el baño de galvanización. El tamaño del baño de galvanización puede ser de cualquier ancho siempre que la chapa base de acero se pueda sumergir, pero el tamaño de la chapa de acero para el exterior del automóvil es generalmente de hasta aproximadamente 2 m de ancho. El tamaño del baño de galvanización puede ser suficientemente mayor que el tamaño anterior. Dado que la escoria se deposita en el fondo del baño de galvanización, el zinc fluye en el baño por la chapa que pasa, y por lo tanto le preocupa que la escoria se adhiera a la superficie de la chapa base de acero por las salpicaduras de la escoria. Por lo tanto, la profundidad del baño es preferiblemente profunda.

Además, el baño de galvanización puede contener Fe, Al, Mg, Mn, Si, Cr y similares, además de zinc puro.

Además, para mejorar aún más la adhesión del chapado, antes del recocido en la línea continua de galvanizado por inmersión en caliente, la chapa base de acero puede someterse al tratamiento de chapado utilizando materiales que consisten en un solo o una pluralidad de Ni, Cu, Co, o Fe. Además, los ejemplos del tratamiento de enchapado incluyen un método sendimir de "desengrasado, decapado, luego calentamiento en una atmósfera no oxidante, recocido en una atmósfera reductora que contiene H<sub>2</sub> y N<sub>2</sub>, luego enfriamiento hasta cerca de la temperatura del baño de galvanizado e inmersión en el galvanizado baño", un método de horno de reducción total para "ajustar la atmósfera en el momento del recocido para oxidar primero la superficie de la chapa de acero, luego usar la reducción para realizar la limpieza antes del chapado y sumergir en el baño de galvanizado", o un método de flujo de "desengrasar y decapar la chapa de acero, luego usar cloruro de amonio o similar para el tratamiento del fundente, y luego sumergirlo en el baño de galvanizado". Sin embargo, la presente invención puede exhibirse incluso cuando el tratamiento se realiza en cualquier condición.

Además, en el caso de la fabricación de la chapa de acero galvanizado aleado en caliente, una concentración efectiva de Al en el baño de galvanizado se controla preferiblemente en el intervalo del 0,05 al 0,500% en masa para controlar las propiedades de la capa galvanizada. Aquí, la concentración efectiva de Al en el baño de galvanización es un valor obtenido restando una concentración de Fe en el baño de galvanización de una concentración de Al en el baño de galvanización.

Cuando la concentración efectiva de Al es menor que el 0,05% en masa, la escoria ocurre significativamente y no se puede obtener una buena apariencia. Por otro lado, la concentración efectiva de Al es más del 0,500% en masa, la aleación se retrasa y la productividad disminuye. Por esta razón, el límite superior de la concentración efectiva de Al en el baño de galvanización es preferiblemente el 0,500% en masa.

Además, cuando la aleación se realiza a baja temperatura, el tratamiento de aleación se puede utilizar para facilitar la transformación de bainita.

Mientras tanto, para mejorar la propiedad de chapado y la soldabilidad, las superficies de la chapa de acero galvanizado en caliente y la chapa de acero galvanizado en caliente aleado de la presente invención se someten a un chapado de capa superior y a una variedad de tratamientos, por ejemplo, un tratamiento con cromato, un tratamiento con fosfato, un tratamiento para mejorar la lubricidad, un tratamiento para mejorar la soldabilidad o similares.

Además, la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente y la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de la presente invención pueden someterse adicionalmente a laminación por paso de piel. La relación de reducción del laminado de paso de piel está preferiblemente en un intervalo del 0,1 al 1,5%. Cuando la relación de reducción es inferior al 0,1%, el efecto es pequeño y el control también es difícil. Cuando la relación de reducción supera el 1,5%, la productividad disminuye notablemente. El balanceo del pase de piel se puede realizar en línea o fuera de línea. Además, el paso de piel de la relación de reducción prevista se puede realizar una o varias veces.

### Ejemplos

La presente invención se describirá ahora en detalle a modo de ejemplos. Incidentalmente, las condiciones de los ejemplos son ejemplos de condición empleados para confirmar la aplicabilidad y los efectos de la presente invención, y la presente invención no se limita a estos ejemplos de condición. La presente invención puede emplear diversas condiciones siempre que se logre el objeto de la presente invención sin apartarse del alcance de la presente invención

- tal como se define en las reivindicaciones. Las composiciones químicas de los respectivos aceros utilizados en los ejemplos se ilustran en la Tabla 1. Las condiciones de fabricación respectivas se ilustran en las Tablas 2 y 3. Además, las constituciones estructurales y las propiedades mecánicas de los tipos de acero respectivos en las condiciones de fabricación de la Tabla 2 se ilustran en la Tabla 4. Incidentalmente, los subrayados en cada tabla indican que un valor numérico está fuera del intervalo de la presente invención o está fuera del intervalo de un intervalo preferido de la presente invención.
- Se describirán los resultados de los exámenes usando aceros inventivos "A a S" y usando aceros comparativos "a a d" que tienen composiciones ilustradas en la Tabla 1. Incidentalmente, en la Tabla 1, cada valor numérico de las composiciones químicas indica % en masa. En las Tablas 2 a 4, las letras inglesas A a U y las letras inglesas a a g, que están unidas a los tipos de acero, indican composiciones de los aceros inventivos A a U y los aceros comparativos a a g en la Tabla 1 respectivamente.
- Estos aceros (aceros inventivos A a S y aceros comparativos a a d) se calentaron a 1200°C y luego se sometieron al laminado en caliente en las condiciones indicadas en la Tabla 2, y después, el laminado en caliente se terminó a una temperatura de transformación de Ar3 o superior.
- En el laminado en caliente, primero, en el laminado en bruto como primer laminado en caliente, el laminado se realizó una vez o más con una relación de reducción del 40% o más en una región de temperatura de 1000°C o superior y 1200°C o inferior. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A2, C2, E2, J2 y O2, en el laminado en bruto, no se realizó el laminado con una relación de reducción del 40% o más en una pasada. En el laminado en bruto, el número de veces de reducción en la relación de reducción del 40% o más, cada relación de reducción (%) y un diámetro de grano de austenita ( $\mu\text{m}$ ) después del laminado en bruto (antes del acabado de laminado) se indican en la Tabla 2. Además, una temperatura T1 (°C) de los respectivos tipos de acero se indica en la Tabla 2.
- Después de que se terminó el laminado en bruto, se terminó el laminado como segunda laminación en caliente. En la laminación de acabado, se realizó una laminación con una relación de reducción del 30% o más en una pasada al menos una vez en una región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior, y en un intervalo de temperatura por debajo de T1 + 30°C, la relación de reducción total se estableció en el 30% o menos. Incidentalmente, en la laminación de acabado, se realizó una laminación con una relación de reducción del 30% o más en una pasada en una pasada final en la región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior.
- Sin embargo, con respecto a los tipos de acero C3, E3, J3 y O3, el laminado a una relación de reducción del 30% o más no se realizó en la región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior. Además, con respecto a los tipos de acero A4 y C4, la relación de reducción total en el intervalo de temperatura por debajo de T1 + 30°C fue superior al 30%.
- Además, en el acabado de laminación, la relación de reducción total se estableció en el 50% o más. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A3, C3, E3, J3 y O3, la relación de reducción total en la región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior fue inferior al 50%.
- La Tabla 2 indica la relación de reducción total (%) en la región de temperatura de T1 + 200°C o inferior, una temperatura (°C) después de la reducción en el pase final en la región de temperatura de T1 + 30°C o superior, y T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior, y P1: la relación de reducción de la reducción final del 30% o más (la relación de reducción en el pase final en la región de temperatura de T1 + 30°C o mayor y T1 + 200°C o menor) (%), en el acabado de rodadura. Además, la Tabla 2 indica la relación de reducción (%) en el momento de la reducción en el intervalo de temperatura por debajo de T1 + 30°C en el laminado de acabado.
- Después de la reducción final en la región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior se realizó en el acabado de laminado, el enfriamiento antes de comenzar el laminado en frío antes de que el tiempo de espera t en segundos pase  $2,5 \times t_1$ . En el enfriamiento antes del laminado en frío, se estableció una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/segundo o más. Además, un cambio de temperatura (una cantidad de temperatura enfriada) en el enfriamiento antes de la laminación en frío se ajustó dentro de un intervalo de 40°C o superior y 140°C o inferior.
- Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A6, C4, E4, J4 y O3, el enfriamiento antes del laminado en frío (después del laminado en caliente, el enfriamiento del laminado) se inició después de que el tiempo de espera t en segundos pase  $2,5 \times t_1$  desde la reducción final en la región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior en el acabado de laminación. Con respecto a los tipos de acero A22, C16, E12 y E13, el cambio de temperatura (después de la cantidad de enfriamiento por laminación en caliente) en el enfriamiento antes del laminado en frío fue inferior a 40°C, y con respecto a los tipos de acero A21, C15 y E11, el cambio de temperatura (después de la cantidad de enfriamiento por laminación en caliente) en el enfriamiento antes de la laminación en frío fue superior a 140°C. Con respecto a los tipos de acero A22, C16 y E13, la velocidad de enfriamiento promedio (después de la velocidad de enfriamiento del laminado en caliente) en el enfriamiento antes del laminado en frío fue más lenta que 50°C/segundo.
- La Tabla 2 indica t1 en segundos de cada tipo de acero, el tiempo de espera t en segundos desde la reducción final en la región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior hasta el inicio del enfriamiento antes del frío. rodando en el rodamiento final, t/t1, el cambio de temperatura (cantidad de enfriamiento) en °C en el enfriamiento antes del laminado en frío, y la velocidad de enfriamiento promedio en °C/segundo, en el enfriamiento antes del

laminado en frío.

Después del enfriamiento antes del laminado en frío, el bobinado se realizó a 700°C o menos, y se obtuvieron chapas originales laminadas en caliente, cada una con un espesor de 2 a 4,5 mm.

5 Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A7 y C8, la temperatura de bobinado fue superior a 700°C. Con respecto a cada uno de los tipos de acero, la temperatura de parada de enfriamiento (temperatura de bobinado) en °C del enfriamiento antes del laminado en frío se indicó en la Tabla 2.

10 A continuación, las chapas originales laminadas en caliente se conservaron en vinagre y luego se sometieron a laminación en frío en una relación de reducción del 40% o más y del 80% o menos, de modo que el espesor después de la laminación en frío se convirtió en 1,2 mm. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A17, E9 y J15, la relación de reducción del laminado en frío fue inferior al 40%. En la laminación en frío, la relación de reducción de cada tipo de acero se indica en la Tabla 3. Además, cuando la relación de reducción de la laminación en frío fue del 80%, la carga de laminación se volvió demasiado alta y, por lo tanto, la laminación en frío no se pudo realizar de manera predeterminada El grosor de una hoja. Por lo tanto, el límite superior sustancial de la relación de reducción es de aproximadamente el 80%.

15 Posteriormente, la chapa laminada en frío (chapa base de acero) se sometió al tratamiento térmico y al tratamiento de galvanización por inmersión en caliente en la línea continua de galvanización por inmersión en caliente.

20 En la línea de galvanizado continuo por inmersión en caliente, primero, la chapa laminada en frío se calentó a una región de temperatura de 750 o más y 900°C o menos, se mantuvo durante 10 segundos o más y 600 segundos o menos en la región de temperatura, y luego fue sometido al tratamiento de recocido. Además, cuando el calentamiento se realizó hasta la región de temperatura de 750 a 900°C, una velocidad de calentamiento promedio HR1 en °C/segundo de temperatura ambiente o superior y 650°C o inferior se estableció en 0,3 o más ( $HR1 \geq 0,3$ ), y una velocidad de calentamiento promedio HR2 en °C/segundo desde más de 650°C a 750 a 900°C se ajustó a  $0,5 \times HR1$  o menos ( $HR2 \leq 0,5 \times HR1$ ). La Tabla 3 indica la temperatura de calentamiento (temperatura de recocido), el tiempo de mantenimiento de calentamiento (tiempo hasta un inicio de enfriamiento primario después del laminado en frío) en segundos, y las tasas de calentamiento promedio HR1 y HR2 en °C/segundo de cada tipo de acero.

25 Sin embargo, con respecto al acero tipo A20, la temperatura de recocido superó los 900°C. Con respecto a los tipos de acero A7, C4, E5, J5 y O4, la temperatura de recocido fue inferior a 750°C. Con respecto a los tipos de acero C3, E6 y J5, el tiempo de retención fue inferior a un segundo. Con respecto a los tipos de acero A18 y C13, el tiempo de retención superó los 600 segundos. Además, con respecto al acero tipo C12, la velocidad de calentamiento promedio HR1 fue más lenta que 0,3°C/segundo. Con respecto a los tipos de acero A12, A13, A15, A15, C3, C4, C9, C11, J10, J11, J13, J14 y O10, la velocidad de calentamiento promedio HR2 en °C/segundo excedió  $0,5 \times HR1$ .

30 Después del recocido, el enfriamiento se realizó desde la temperatura de recocido hasta 500°C a una velocidad de enfriamiento promedio de 0,1 a 200°C/segundo. Con respecto a los tipos de acero A19 y C13, la velocidad de enfriamiento promedio fue más lenta que 0,1°C/segundo. La tasa de enfriamiento promedio en °C/segundo de cada chapa de acero se indica en la Tabla 3.

Después del tratamiento de enfriamiento, la retención se realizó entre 500 y 350°C durante 10 a 1000 segundos. El tiempo de retención de cada chapa de acero se indica en la Tabla 3. Sin embargo, con respecto a las chapas de acero A8, C5, J6 y O5, el tiempo de retención fue inferior a 10 segundos.

40 Luego, la chapa base de acero se sumergió en el baño de galvanizado por inmersión en caliente controlado a una condición predeterminada y luego se enfrió a temperatura ambiente. La temperatura del baño de galvanización se logró de 440 a 470°C. Además, cuando se realizó el galvanizado en caliente, la temperatura de la chapa base de acero era (temperatura del baño de galvanizado en caliente - 40)°C o superior y (temperatura del baño de galvanizado en caliente + 50)°C o inferior. La concentración efectiva de Al en el baño de galvanizado en caliente estaba en el intervalo del 0,09 al 0,17% en masa. Después de sumergirlo en el baño de galvanizado en caliente, una parte de la chapa de acero se sometió al tratamiento de aleación a 460°C o más y 600°C o menos y luego se enfrió a temperatura ambiente. En ese momento, el peso por unidad de área era de aproximadamente 35 g/m<sup>2</sup> en ambas superficies. Finalmente, la chapa de acero obtenida se sometió al laminado de paso de piel con una relación de reducción del 0,4%.

45 Para suprimir el chapado y promover la aleación, se proporcionó un flujo de chorro de 10 m/min o más y 50 m/min o menos en el baño de galvanizado. La Tabla 3 indica la velocidad (m/min) del flujo de chorro provisto en el baño de galvanización y la temperatura del tratamiento de aleación al momento de realizar la galvanización en caliente en cada uno de los aceros. Sin embargo, con respecto a los tipos de acero A9, C5, C8, E7, J7 y O6, la velocidad del flujo del chorro proporcionado en el baño de galvanización fue más lenta que 10 m/min. Además, con respecto a los tipos de acero A11, C8, E9, J9 y O9, la temperatura del tratamiento de aleación superó los 600°C.

55 La Tabla 4 indica un valor promedio de densidades de polos de los grupos de orientación {100} <011> a {223} <110> y una densidad de polos de una orientación de cristal {332} <113> en un intervalo de grosor de chapa de 5/8 a 3/8 de una superficie de chapa de acero de cada tipo de acero, y fracciones de volumen (fracciones estructurales) (%) de ferrita, bainita, austenita residual, martensita y perlita en una estructura metálica de cada tipo de acero. Además, cada

5 una de las fracciones de volumen (fracciones estructurales) se evaluó mediante la fracción estructural antes de que la piel pase a rodar. Además, la Tabla 4 indicó, como propiedades mecánicas de cada tipo de acero, la resistencia a la tracción TS (MPa), el alargamiento (L-EI), la diferencia en el alargamiento ( $\Delta EI$ ), el equilibrio (TS  $\times$  EI) de la resistencia (TS) - alargamiento total (C-EI). Además, se indican la presencia o ausencia de fallas de galvanización, la concentración de Fe (% en masa) de la capa galvanizada por inmersión en caliente y la concentración de Fe (% en masa) de la capa galvanizada por inmersión en caliente aleada.

10 La prueba de tracción se realizó muestreando una pieza de prueba JIS No. 5 de una chapa de 1,2 mm de espesor en una dirección vertical y paralela a la dirección de rodadura para evaluar las propiedades de tracción. Una diferencia ( $\Delta EI$ ) entre un alargamiento (L-EI) en el caso de realizar la prueba de tracción en la dirección paralela a la dirección de rodadura y un alargamiento (C-EI) en el caso de realizar la prueba de tracción en la dirección vertical a La dirección de rodadura se calculó a partir del valor de alargamiento obtenido. La prueba de tracción se realizó en cada una de las cinco piezas de prueba y se obtuvo un valor promedio de los valores, por lo que el alargamiento y el TS se calcularon a partir del valor promedio. Además, en cuanto a una chapa de acero que tiene anisotropía de material grande, hubo una tendencia a que el valor de alargamiento fuera variado. Un acero que tiene el equilibrio (TS  $\times$  EI) de la resistencia (TS): el alargamiento total (C-EI) superior a 16000 (MPa·%) se definió como una chapa de acero de alta resistencia que tiene una excelente conformabilidad.

La propiedad de chapado y la reacción de aleación se evaluaron como sigue, respectivamente.

○: No hay falla de galvanizado presente.

$\Delta$ : Algunas fallas de galvanización están presentes.

20  $\times$ : Numerosas fallas de galvanizado están presentes.

La propiedad de tracción, la propiedad de chapado y el contenido (%) de Fe contenido en la capa galvanizada que se midieron se indican en la Tabla 4. Se descubrió que todas las chapas de acero de la presente invención eran excelentes en ambas Conformabilidad y la propiedad de chapado.



[Tabla 1]

Composiciones químicas (% en masa)

	Ti/C	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Ti	Nb	B	Mg	Rem	Ca	Mo	Cr	Cu	Ni	V	Nota
A	854	0,198	1,48	2,24	0,009	0,0032	0,0028	0,033	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Acero inventivo
B	853	0,139	0,97	2,42	0,011	0,0029	0,0021	0,021	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Acero inventivo
e	855	0,231	1,19	2,32	0,800	0,0024	0,0019	0,319	0,000	0,000	0	0	0	0,004	0	0	0	0	0	Acero inventivo
n	855	0,220	0,56	2,03	0,008	0,0022	0,0027	0,980	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Acero inventivo
E	856	0,245	1,52	2,34	0,014	0,0019	0,0026	0,006	0,000	0,000	0	0	0,007	0	0	0	0	0	0	Acero inventivo
F	856	0,272	1,82	2,04	0,010	0,0042	0,0021	0,023	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0	0	0,59	0	Acero inventivo
G	857	0,263	1,86	2,19	0,009	0,0039	0,0020	0,026	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0,12	0	0	0	Acero inventivo
H	862	0,219	1,56	2,26	0,006	0,0035	0,0016	0,028	0,030	0,000	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Acero inventivo
I	866	0,195	1,42	2,30	0,010	0,0036	0,0013	0,026	0,000	0,032	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Acero inventivo
J	865	0,199	0,49	2,31	0,014	0,0019	0,0033	0,027	0,042	0,000	0,0022	0	0	0	0	0	0	0	0	Acero inventivo
K	856	0,249	1,86	2,29	0,019	0,0008	0,0045	0,0324	0,000	0,000	0	0,005	0	0	0	0	0	0	0	Acero inventivo
L	859	0,242	1,99	2,02	0,011	0,0023	0,0021	0,026	0,000	0,000	0	0	0	0	0,04	0	0	0	0	Acero inventivo
M	862	0,266	1,72	2,33	0,008	0,0027	0,0027	0,028	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0	0	0,056	0	Acero inventivo
N	874	0,275	1,76	2,03	0,019	0,0041	0,0021	0,712	0,032	0,011	0,0011	0	0	0	0	0,68	0	0	0	Acero inventivo
O	857	0,298	1,75	2,37	0,011	0,0009	0,0017	0,016	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0	0,45	0,19	0	Acero inventivo
P	856	0,304	1,54	2,03	0,009	0,0010	0,0019	0,457	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Acero inventivo
Q	860	0,329	0,98	2,89	0,013	0,0025	0,0022	0,004	0,000	0,000	0	0	0	0,005	0	0	0	0	0	Acero inventivo
R	891	0,273	1,56	1,89	0,012	0,0013	0,0023	0,032	0,000	0,000	0	0	0	0	0,36	0	0	0	0	Acero inventivo
S	857	0,585	1,19	1,92	0,012	0,0027	0,0034	0,005	0,000	0,000	0	0	0,004	0	0	0	0	0	0	Acero inventivo
a	866	<u>0,623</u>	1,19	2,56	0,012	0,0008	0,0022	0,024	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Acero comparativo
b	851	<u>0,071</u>	0,55	1,95	0,009	0,0033	0,0025	0,021	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Acero comparativo
c	853	0,185	<u>0,23</u>	1,76	0,019	0,0026	0,0011	0,016	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Acero comparativo
d	852	0,176	0,54	<u>1,22</u>	0,033	0,0016	0,0009	0,024	0,000	0,000	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Acero comparativo

[Tabla 2]

Tipo de acero	T1/°C	Número de veces de reducción del 40% o más a 1000 °C o más y 1200 °C o menos	Relación de reducción del 40% o más a 1000 °C o más y 1200 °C o menos	Díametro de gramo de austenita después del laminado en bruto /mm	Relación de reducción a T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior/%	Tf: temperatura después de la reducción final del 30% o más /°C	P1 Relación de reducción de reducción final del 30% o más /%	Relación de reducción en T1 a menos de T1 +30°C /%	T1	2,5 x t1	t: tiempo de espera/s	t/t1	velocidad de enfriamiento del laminado después de laminación en caliente /°C/s	Cantidad de enfriamiento del laminado después de laminación en caliente /°C	Temperatura de codificación /°C
A1	854	2	45/45	160	85	984	45	0	0,14	0,36	0,30	2,11	60	60	620
A2	854	0	*1	230	80	923	40	0	0,86	2,16	1,50	1,74	50	80	630
A3	854	2	45/45	130	35	942	30	0	0,93	2,32	0,60	0,65	80	80	620
A4	854	2	45/45	140	80	899	40	45	1,48	3,69	1,10	0,74	120	80	650
A5	854	1	50	120	80	826	40	0	4,47	11,18	0,80	0,18	160	100	520
A6	854	1	50	no	80	912	40	0	1,12	2,80	10,00	8,91	80	140	560
A7	854	1	50	120	80	906	40	10	1,28	3,20	200	1,56	90	60	675
A8	854	2	45/45	130	80	912	40	0	1,12	2,80	0,50	0,45	60	80	480
A9	854	2	45/45	150	80	895	40	0	1,60	3,99	0,60	0,38	70	100	620
A10	854	2	45/45	140	80	920	40	0	0,93	2,33	1,00	1,07	50	70	590
A11	854	2	45/45	140	80	950	40	10	0,40	0,99	0,90	2,28	80	40	630
A12	854	2	45/45	160	80	872	40	0	2,39	5,96	0,30	0,13	120	60	590
A13	854	2	45/45	160	80	890	40	0	1,75	4,38	0,30	0,17	190	100	600
A14	854	2	45/45	160	80	893	40	0	1,66	4,15	1,50	0,90	200	120	610
A15	854	2	45/45	160	80	905	40	0	1,31	3,27	2,40	1,84	160	140	590
A16	854	2	45/45	160	80	899	40	0	1,48	3,69	0,90	0,61	150	100	580
A17	854	2	45/45	160	80	904	40	0	1,33	3,33	1,50	1,12	100	80	630
A18	854	2	45/45	165	80	905	40	0	1,31	3,27	2,40	1,84	80	80	600
A19	854	2	45/45	160	80	899	40	0	1,48	3,69	1,20	0,81	60	60	590
A20	854	2	45/45	170	80	904	40	0	1,33	3,33	1,50	1,12	70	40	590
A21	854	2	45/45	170	80	889	40	0	1,79	4,47	0,60	0,34	160	210	550
A22	854	2	45/45	170	80	972	40	0	0,19	0,46	0,30	1,61	3	25	600
B1	853	2	45/45	150	75	935	40	0	0,60	1,51	0,60	1,00	50	50	620

Tipo de acero	T1/°C	Número de veces de reducción del 40% o más a 1000 °C o más y 1200 °C o menos	Relación de reducción del 40% o más a 1000 °C o más y 1200 °C o menos	Díámetro de gramo de austenita después del laminado en bruto /mm	Relación de reducción a T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior/%	Tf: temperatura después de la reducción final del 30% o más /°C	P1 Relación de reducción de reducción final del 30% o más /%	Relación de reducción en T1 a menos de T1 +30°C /%	T1	2,5 x t1	t: tiempo de espetal/s	t/t1	velocidad de enfriamiento del laminado después de laminación en caliente /°C/s	Cantidad de enfriamiento del laminado después de laminación en caliente /°C	Temperatura de codificación /°C
C1	855	2	45/45	140	85	966	45	0	0,15	0,38	0,35	2,31	80	70	600
C2	855	0	*1	250	80	850	40	0	3,34	8,35	1,00	0,30	90	80	620
C3	855	2	45/45	150	20	862	30	0	2,89	7,22	0,80	0,28	130	no	590
C4	855	2	45/45	160	80	823	40	70	4,68	11,70	15,00	3,20	80	80	600
C5	855	2	45/45	160	80	895	30	0	1,95	4,87	1,00	0,51	90	50	590
C6	855	2	45/45	150	80	905	45	0	1,17	2,91	0,80	0,69	100	50	620
C7	855	1	50	130	80	878	40	0	2,20	5,49	0,50	0,23	70	60	640
C8	855	1	50	120	80	942	30	0	0,94	2,36	1,00	1,06	110	80	720
C9	855	2	45/45	140	80	923	40	15	0,88	2,21	0,60	0,68	100	100	565
C10	855	2	45/45	140	80	895	40	0	1,62	4,06	1,20	0,74	120	90	580
C11	855	2	45/45	140	80	900	40	0	1,47	3,68	0,60	0,41	100	70	600
C12	855	2	45/45	140	80	913	40	0	1,12	2,80	0,60	0,54	80	60	590
C13	855	2	45/45	150	80	893	40	0	1,69	4,22	0,60	0,36	100	50	620
C14	855	2	45/45	140	80	924	30	0	1,28	3,20	0,60	0,47	80	40	600
C15	855	2	45/45	140	80	886	30	0	2,18	5,46	0,50	0,23	80	190	520
C16	855	2	45/45	140	80	956	30	0	0,72	1,80	1,30	1,80	5	10	610
D1	855	1	50	120	85	963	40	0	0,26	0,64	0,49	1,91	70	120	590
D2	855	2	45/45	120	80	932	40	0	0,68	1,71	0,60	0,88	60	90	580
E1	856	2	45/45	150	80	908	45	0	1,09	2,73	1,00	0,92	170	80	620
E2	856	0	*1	290	80	911	40	0	1,18	2,95	0,30	0,25	80	90	630
E3	856	1	50	160	20	905	35	10	1,52	3,80	0,50	0,33	90	80	620
E4	856	2	45/45	150	80	895	40	0	1,64	4,09	16,00	9,78	120	40	600
E5	856	2	45/45	140	80	905	40	10	1,34	3,36	1,00	0,75	160	60	590
E6	856	2	45/45	120	80	921	45	0	0,76	1,91	0,40	0,52	130	80	620
E7	856	2	45/45	130	80	906	40	0	1,31	3,29	0,40	0,30	80	90	630

Tipo de acero	T1/°C	Número de veces de reducción del 40% o más a 1000 °C o más y 1200 °C o menos	Relación de reducción del 40% o más a 1000 °C o más y 1200 °C o menos	Díámetro de gramo de austenita después del laminado en bruto /mm	Relación de reducción a T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior/%	Tf: temperatura después de la reducción final del 30% o más /°C	P1 Relación de reducción de reducción final del 30% o más %	Relación de reducción en T1 a menos de T1 +30°C %	T1	2,5 x t1	t: tiempo de espesal/s	t/t1	velocidad de enfriamiento del laminado después de laminación en caliente /°C/s	Cantidad de enfriamiento del laminado después de laminación en caliente /°C	Temperatura de codificación /°C
E8	856	2	45/45	120	80	897	40	0	1,58	3,94	0,60	0,38	70	50	580
E9	856	2	45/45	130	80	920	40	0	0,96	2,40	0,60	0,62	90	70	590
E10	856	2	45/45	120	80	915	40	0	1,08	2,70	0,60	0,56	90	120	610
E11	856	2	45/45	120	80	890	30	0	2,09	5,22	0,80	0,38	120	<u>230</u>	640
E12	856	2	45/45	120	80	942	40	0	0,53	1,33	1,30	2,45	50	<u>20</u>	590
E13	856	2	45/45	120	80	983	40	0	0,14	0,36	<u>0,60</u>	4,20	5	<u>20</u>	610
F1	856	2	45/45	140	95	916	40	0	1,05	2,63	0,80	0,76	120	130	630
F2	856	2	45/45	150	80	932	40	0	0,70	1,76	0,40	0,57	110	100	620
G1	857	3	40/40/40	160	90	926	45	0	0,68	1,70	1,20	1,77	80	100	590
G2	857	2	45/45	160	80	930	40	0	0,77	1,92	0,40	0,52	130	80	620
H1	862	2	45/45	150	85	942	40	20	0,64	1,61	0,60	0,93	160	90	630
H3	862	2	45/45	140	85	895	40	0	1,85	4,63	0,30	0,16	120	80	650
I1	866	2	45/45	150	80	936	40	0	0,83	2,06	0,70	0,85	80	60	630
I2	866	3	45/45	150	80	934	45	0	0,69	1,74	0,30	0,43	60	110	650
J1	865	3	40/40/40	160	80	955	35	0	0,66	1,66	1,10	1,66	80	70	590
J2	865	2	*1	<u>230</u>	85	940	40	20	0,74	1,84	0,60	0,82	110	80	600
J3	865	50	50	150	<u>15</u>	955	30	0	0,89	2,23	0,40	0,45	100	90	620
J4	865	50	50	130	85	934	35	0	1,06	2,64	<u>4,40</u>	4,16	130	70	630
J5	865	50	50	120	85	945	35	0	0,84	2,09	0,50	0,60	80	100	590
J6	865	2	45/45	160	85	926	40	20	1,04	2,61	1,00	0,96	60	120	580
J7	865	2	45/45	150	85	943	40	10	0,68	1,69	0,60	0,89	70	80	600
J8	865	2	45/45	140	85	930	40	0	0,95	2,37	0,80	0,84	50	90	620
J9	865	2	45/45	130	85	925	40	20	1,07	2,67	1,20	1,13	60	120	620
J10	865	2	45/45	160	80	960	40	0	0,41	1,01	<u>1,60</u>	3,95	90	100	510
J11	865	2	45/45	160	80	960	40	0	0,41	1,01	<u>1,00</u>	2,47	120	80	550

Tipo de acero	T1/°C	Número de veces de reducción del 40% o más a 1000 °C o más y 1200 °C o menos	Relación de reducción del 40% o más a 1000 °C o más y 1200 °C o menos	Díámetro de gramo de austenita después del laminado en bruto /mm	Relación de reducción a T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior/%	Tf: temperatura después de la reducción final del 30% o más /°C	P1 Relación de reducción de reducción final del 30% o más /%	Relación de reducción en T1 a menos de T1 +30°C /%	T1	2,5 x t1	t: tiempo de esperas/s	t/t1	velocidad de enfriamiento del laminado después de laminación en caliente /°C/s	Cantidad de enfriamiento del laminado después de laminación en caliente /°C	Temperatura de codificación /°C
J12	865	2	45/45	160	80	965	40	0	0,34	0,86	1,10	3,21	100	60	590
J13	865	2	45/45	160	80	950	40	0	0,55	1,39	1,10	1,98	90	60	570
J14	865	2	45/45	150	80	945	40	0	0,64	1,60	1,10	1,72	150	90	490
J15	865	2	45/45	160	80	945	40	0	0,64	1,60	1,10	1,72	160	70	580
K1	856	3	40/40/40	150	75	921	40	0	0,94	2,34	0,80	0,85	80	60	550
L1	859	2	45/45	120	90	944	45	0	0,39	0,98	0,60	1,53	60	80	520
M1	862		50	130	85	908	40	10	1,43	3,57	0,50	0,35	50	40	480
N1	874	2	45/45	130	80	906	45	0	1,75	4,37	0,80	0,46	160	120	620
O1	857	2	45/45	160	75	922	45	0	0,77	1,92	1,00	1,30	50	90	620
O2	857	0	*1	250	85	915	45	0	0,94	2,35	0,60	0,64	170	90	480
O3	857		50	130	20	823	30	0	4,32	10,80	16,00	370	60	70	590
O4	857		50	140	80	905	40	0	1,38	3,45	1,00	0,73	80	60	590
O5	857		50	150	80	892	45	0	1,63	4,09	0,40	0,24	90	140	560
O6	857	2	45/45	160	80	904	45	0	1,25	3,11	0,50	0,40	110	130	570
O7	857	2	45/45	140	75	906	40	0	1,35	3,38	2,10	1,55	120	100	570
O8	857	2	45/45	120	75	910	40	0	1,24	3,10	0,60	0,48	80	80	580
O9	857	2	45/45	130	80	910	45	0	1,07	2,68	0,30	0,28	60	70	610
O10	857	2	45/45	160	75	920	40	0	0,99	2,48	1,00	1,01	60	90	580
O11	857	2	45/45	160	75	900	40	0	1,52	3,81	0,60	0,39	120	120	600
O12	857	2	45/45	160	75	893	40	0	1,74	4,35	0,60	0,34	180	70	600
P1	856	2	45/45	160	60	930	40	0	0,75	1,88	0,20	0,27	200	60	590
Q1	860	2	45/45	140	80	940	45	0	0,46	1,16	0,30	0,65	60	40	580
R1	891		50	150	90	925	40	0	1,81	4,52	0,90	0,50	80	90	430
S1	857	2	45/45	120	70	906	40	0	1,36	3,40	1,10	0,81	60	140	540
a1	866	2	45/45	160	50	899	45	0	1,70	4,26	0,40	0,24	80	80	680

Tipo de acero	T1/°C	Número de veces de reducción del 40% o más a 1000 °C o más y 1200 °C o menos	Relación de reducción del 40% o más a 1000 °C o más y 1200 °C o menos	Díámetro de gramo de austenita después del laminado en bruto /mm	Relación de reducción a T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior/%	Tf: temperatura después de la reducción final del 30% o más /°C	P1 Relación de reducción de reducción final del 30% o más /%	Relación de reducción en T1 a menos de T1 +30°C /%	T1	2,5 x t1	t: tiempo de espera/s	t/t1	velocidad de enfriamiento del laminado después de laminación en caliente /°C/s	Cantidad de enfriamiento del laminado después de laminación en caliente /°C	Temperatura de codificación /°C
b1	851	1	50	150	80	924	40	0	078	1,95	0,60	0,77	60	60	430
c1	853	2	45/45	120	75	905	40	0	1,27	3,18	0,90	0,71	70	80	620
d1	852	2	45/45	160	90	923	40	0	0,81	2,04	1,10	1,35	60	70	580

Los subrayados indican que un valor numérico está fuera del intervalo de la presente invención  
 \*1 indica casos en los que la reducción del 40% o más no se realiza a 1000°C o más

[Tabla 3]

Tipo de acero	Relación de laminación en frío /%	Velocidad de calentamiento promedio de la región de temperatura de 650°C o más: HR1 /°C/s	Velocidad de calentamiento promedio de más de 650°C a temperatura de recocido: HR2 /°C/s	Temperatura de mantenimiento durante el recocido /°C	Tiempo de mantenimiento durante el recocido /s	Velocidad de enfriamiento promedio desde el recocido hasta 500°C /°C/s	Tiempo de mantenimiento a 350 a 500°C °C/s	Caudal de chorro en baño galvanizado m/min	Temperatura de aleación /°C
A1	60	5,50	2,20	820	90	4	35	20	-*2
A2	60	5,50	2,20	820	90	4	30	20	-*2
A3	60	5,50	2,20	820	80	4	30	20	-*2
A4	60	5,50	2,20	810	60	4	60	20	-*2
A5	60	5,50	2,20	800	90	4	30	20	-*2
A6	60	5,50	2,20	800	60	4	90	20	-*2
A7	73	5,50	1,40	720	60	4	30	20	-*2
A8	40	5,50	2,20	800	60	4	5	20	-*2
A9	50	5,50	2,20	810	60	4	30	4	-*2
A10	73	5,50	2,20	820	60	4	20	25	540
A11	60	5,50	2,20	800	60	4	30	35	620
A12	60	5,50	10,00	810	90	4	30	20	490
A13	60	5,50	5,50	810	90	4	30	20	490
A14	60	5,50	1,00	820	90	4	30	20	500
A15	60	2,20	2,20	810	90	4	30	20	490
A16	60	1,10	2,20	820	90	4	30	20	500
A17	22	5,50	1,00	820	120	4	30	15	510
A18	60	0,20	0,08	810	2500	4	50	20	520
A19	60	5,50	1,00	820	90	<0,1	50	20	490
A20	60	5,50	1,00	940	120	4	60	20	580
A21	60	5,50	1,00	800	90	4	60	20	500
A22	60	5,50	1,00	810	90	4	30	20	540
B1	40	5,50	2,20	800	30	4	30	20	-*2
C1	60	5,50	2,20	820	60	4	30	20	-*2
C2	60	5,50	2,20	800	60	5	30	20	-*2
C3	60	5,50	5,50	760	5	10	180	20	-*2
C4	60	5,50	5,50	710	60	4	30	20	-*2
C5	60	5,50	2,20	820	60	4	5	3	-*2

Tipo de acero	Relación de laminación en frío /%	Velocidad de calentamiento promedio de la región de temperatura de 650°C o más: HR1 /°C/s	Velocidad de calentamiento promedio de más de 650°C a temperatura de recocido: HR2 /°C/s	Temperatura de mantenimiento durante el recocido /°C	Tiempo de mantenimiento durante el recocido /s	Velocidad de enfriamiento promedio desde el recocido hasta 500°C /°C/s	Tiempo de mantenimiento a 350 a 500°C °C/s	Caudal de chorro en baño galvanizado m/min	Temperatura de aleación /°C
C6	60	5,50	2,20	840	60	4	120	12	490
C7	60	5,50	2,20	820	60	4	45	15	540
C8	60	5,50	2,20	820	60	4	45	2	630
C9	60	2,40	12,60	810	60	4	30	20	490
C10	60	5,50	1,60	810	60	4	30	20	490
C11	60	10,60	10,60	810	60	4	30	20	500
C12	60	0,24	0,08	820	90	4	50	15	490
C13	60	5,50	2,20	810	1300	<0,1	50	20	510
C14	60	5,50	2,20	930	120	4	50	20	570
C15	60	5,50	2,20	790	60	4	30	15	520
C16	60	5,50	2,20	810	200	1	60	15	560
D1	60	5,50	2,20	850	50	5	60	15	*2
D2	60	5,50	2,20	840	60	7	30	10	510
E1	60	5,50	2,20	820	60	4	240	20	*2
E2	50	5,50	2,20	820	60	2	15	10	*2
E3	50	5,50	2,20	840	60	3	30	15	*2
E4	50	5,50	2,20	800	60	3	30	15	*2
E5	50	5,50	2,20	730	60	1	30	20	*2
E6	50	5,50	2,20	770	5	1	20	20	*2
E7	50	5,50	2,20	830	60	1	60	7	*2
E8	40	5,50	2,20	860	30	1	70	15	560
E9	40	5,50	2,20	800	30	2	300	10	620
E10	20	5,50	2,20	810	90	2	60	10	510
E11	40	5,50	2,20	820	60	4	30	20	490
E12	40	5,50	2,20	810	130	4	40	15	520
E13	40	5,50	2,20	820	60	4	80	20	550
F1	60	5,50	2,20	780	90	3	30	20	*2
F2	50	5,50	2,20	790	60	1	60	45	510
G1	50	5,50	2,20	790	60	2	30	25	*2



Tipo de acero	Relación de laminación en frío /%	Velocidad de calentamiento promedio de la región de temperatura de 650°C o más: HR1 /°C/s	Velocidad de calentamiento promedio de más de 650°C a temperatura de recocido: HR2 /°C/s	Temperatura de mantenimiento durante el recocido /°C	Tiempo de mantenimiento durante el recocido /s	Velocidad de enfriamiento promedio desde el recocido hasta 500°C /°C/s	Tiempo de mantenimiento a 350 a 500°C °C/s	Caudal de chorro en baño galvanizado m/min	Temperatura de aleación /°C
G2	50	5,50	2,20	790	90	1	70	20	520
H1	55	5,50	2,20	800	30	2	30	35	*2
H3	50	5,50	2,20	790	80	1	70	45	530
I1	60	5,50	2,20	790	50	2	30	20	*2
I2	60	5,50	2,20	800	45	1	70	30	530
J1	60	3,80	1,40	820	60	2	30	20	*2
J2	50	3,80	1,40	780	90	1	60	15	*2
J3	50	3,80	1,40	780	90	1	60	20	*2
J4	50	3,80	1,40	790	90	1	30	25	*2
J5	50	3,80	1,40	<u>720</u>	5	2	30	20	*2
J6	50	3,80	1,40	800	90	2	4	20	*2
J7	50	3,80	1,40	800	90	1	30	2	*2
J8	50	3,80	1,40	780	90	1	30	20	490
J9	50	3,80	1,40	790	90	1	30	25	<u>640</u>
J10	50	3,80	<u>5,00</u>	800	90	1	30	20	500
111	50	3,80	<u>3,80</u>	800	90	1	30	20	490
J12	50	3,80	0,80	810	90	1	30	20	480
J13	50	2,20	<u>2,20</u>	800	90	1	30	20	490
J14	50	1,00	<u>2,20</u>	810	90	1	30	20	470
J15	<u>20</u>	3,80	0,80	810	90	1	30	20	520
K1	60	5,50	2,20	800	40	2	60	10	*2
L1	60	5,50	2,20	840	30	2	300	20	*2
M1	60	5,50	2,20	820	50	2	30	15	*2
N1	40	5,50	2,20	810	50	2	30	20	*2
O1	40	5,50	2,20	830	60	2	30	10	*2
O2	40	5,50	2,20	810	90	1	30	20	*2
O3	50	5,50	2,20	790	90	2	30	20	*2
O4	50	5,50	2,20	<u>690</u>	90	1	30	20	*2
O5	50	5,50	2,20	810	90	2	4	20	*2

Tipo de acero	Relación de laminación en frío /%	Velocidad de calentamiento promedio de la región de temperatura de 650°C o más: HR1 /°C/s	Velocidad de calentamiento promedio de más de 650°C a temperatura de recocido: HR2 /°C/s	Temperatura de mantenimiento durante el recocido /°C	Tiempo de mantenimiento durante el recocido /s	Velocidad de enfriamiento promedio desde el recocido hasta 500°C /°C/s	Tiempo de mantenimiento a 350 a 500°C °C/s	Caudal de chorro en baño galvanizado m/min	Temperatura de aleación /°C
O6	60	5,50	2,20	810	90	2	30	5	-*2
O7	60	5,50	2,20	810	90	2	60	45	490
O8	60	5,50	2,20	800	90	2	30	20	530
O9	60	5,50	2,20	800	90	2	30	15	<u>640</u>
O10	50	5,50	<u>10,00</u>	800	90	1	30	20	490
O11	50	1,00	2,20	790	120	1	30	20	480
O12	50	5,50	2,20	<u>930</u>	90	2	30	20	490
P1	40	5,50	2,20	800	30	2	30	20	-*2
Q1	50	5,50	2,20	790	50	2	30	20	-*2
R1	50	5,50	2,20	830	60	2	60	40	-*2
S1	50	5,50	2,20	820	30	2	240	20	-*2
a1	40	5,50	2,20	820	50	2	30	30	-*2
b1	73	5,50	2,20	800	30	16	30	20	-*2
c1	50	5,50	2,20	810	60	2	30	20	-*2
d1	60	5,50	2,20	790	30	2	30	20	-*2

Los subrayados indican que un valor numérico está fuera del intervalo de la presente invención.  
 \*2: indicar casos en los que no se realiza el tratamiento de aleación.

[Tabla 4]

Tipo de acero	Densidad de polos de los grupos de orientación de {100} <011>to {223} <110>	F/%	B/%	Residual %	M/%	P/%	TS/MPa	C-EI./%	ΔEI/%	TS*EI	Falla de galvanizado	%Fe/% en masa	Hoja de acero	Nota
A1	2,6	52	26	19	3	0	1035	24	1	25044	○	1,3	GI	Acero de inversión actual
A2	<u>7,1</u>	53	24	21	2	0	995	18	<u>7</u>	17910	○	2,0	GI	Acero comparativo
A3	<u>6,7</u>	56	21	20	3	0	990	17	<u>6</u>	16830	○	1,4	GI	Acero comparativo
A4	<u>6,6</u>	55	21	22	2	0	1020	18	<u>6</u>	18360	○	2,1	GI	Acero comparativo
A5	<u>6,8</u>	52	24	19	5	0	1005	16	<u>7</u>	16080	○	1,9	GI	Acero comparativo
A6	<u>7,2</u>	53	27	20	0	0	980	17	8	16660	○	2,3	GI	Acero comparativo
A7	2,1	100*1	0	0	0	0	<u>724</u>	18	1	13032	○	2,1	GI	Acero comparativo
A8	2,2	54	22	21	3	0	1075	13	1	<u>13975</u>	○	2,2	GI	Acero comparativo
A9	1,9	53	25	20	2	0	995	24	0	23880	±	1,7	GI	Acero comparativo
A10	2,3	53	25	21	1	0	995	23	1	22885	○	11,6	GA	Acero de inversión actual
A11	2,3	53	25	<u>0</u>	0	22	980	21	0	20580	○	<u>18,9</u>	GA	Acero comparativo
A12	<u>7,2</u>	53	27	18	2	0	1026	22	<u>7</u>	22572	○	10,2	GA	Acero comparativo
A13	<u>6,3</u>	52	28	19	1	0	1028	21	<u>6</u>	21588	○	10,4	GA	Acero comparativo
A14	1,9	54	27	38	1	0	1008	24	0	24192	○	9,6	GA	Acero de inversión actual

Tipo de acero	Densidad de polos de los grupos de orientación de {332} <113>	F/%	B/%	$\gamma$ Residual %	M/%	P/%	TS/MPa	C-EI./%	$\Delta$ EI/%	TS*EI	Falla de galvanizado	%Fe/% en masa	Hoja de acero	Nota
A15	<u>5,7</u>	53	28	17	2	0	1025	22	<u>6</u>	22550	○	10,7	GA	Acero comparativo
A16	<u>6,1</u>	53	27	18	2	0	1030	22	<u>6</u>	22660	○	10,3	GA	Acero comparativo
A17	<u>6,3</u>	52	28	18	2	0	1038	15	<u>6</u>	15570	○	10,5	GA	Acero comparativo
A18	1,4	50	27	9	13	0	<u>934</u>	23	1	21482	○	11,2	GA	Acero comparativo
A19	2,1	79	0	<u>2</u>	0	<u>19</u>	842	21	1	17682	○	9,8	GA	Acero comparativo
A20	1,9	0	57	9	26	8	1078	7	0	<u>7546</u>	○	9,9	GA	Acero comparativo
A21	<u>5,6</u>	53	31	13	3	0	1045	21	<u>6</u>	<u>21945</u>	○	10,9	GA	Acero comparativo
A22	2,3	54	35	9	2	0	1021	13	1	<u>13273</u>	○	13,4	GA	Acero comparativo
B1	2,1	55	25	19	1	0	1010	23	1	23230	○	2,3	GI	Acero de invención actual
C1	3,0	53	27	19	1	0	1000	24	1	24000	○	2,2	GI	Acero de invención actual
C2	<u>6,8</u>	57	22	21	0	0	995	18	<u>7</u>	17910	○	1,9	GI	Acero comparativo
C3	<u>7,0</u>	74•1	14	12	0	0	<u>785</u>	17	<u>6</u>	<u>13345</u>	○	2,2	GI	Acero comparativo
C4	<u>6,9</u>	100•1	0	<u>0</u>	0	0	<u>705</u>	17	<u>6</u>	<u>11985</u>	○	2,0	GI	Acero comparativo
C5	2,9	54	10	18	18	0	1105	14	1	<u>15470</u>	⊗	1,6	GI	Acero comparativo
C6	2,2	53	23	23	1	0	995	22	0	21890	○	9,8	GA	Acero de invención actual
C7	2,6	55	20	17	5	3	1035	19	0	19665	○	12,2	GA	Acero de invención actual

Tipo de acero	Densidad de polos de los grupos de orientación de {332} <110> {100} <011>to {223} <110>	F/%	B/%	Residual %	M/%	P/%	TS/MPa	C-EI./%	ΔEI/%	TS*EI	Falla de galvanizado	%Fe/ % en masa	Hoja de acero	Nota
C8	2,8	2,1	56	22	0	22	875	16	1	14000	×	6,5	GA	inversión actual
C9	6,4	6,7	56	23	19	0	1052	19	6	19988	○	10,4	GA	Acero comparativo
C10	1,7	1,3	55	24	20	0	1008	22	1	22176	○	10,7	GA	Acero de inversión actual
C11	7,8	6,9	56	23	20	0	1098	19	8	20862	○	11,3	GA	Acero comparativo
C12	1,5	1,3	51	22	16	0	916	19	0	17404	○	10,3	GA	Acero comparativo
C13	1,8	1,5	76	5	3	16	819	20		16380	○	10,9	GA	Acero comparativo
C14	16	1,4	0	57	9	0	1016		0	8128	○	83	GA	Acero comparativo
C15	5,9	5,2	59	26	13	0	1086	17	7	18462	○	9,8	GA	Acero comparativo
C16	1,6	1,3	52	35	10	0	994	14	0	13916	○	12,9	GA	Acero comparativo
D1	2,6	3,2	54	25	21	0	985	26	0	25610	○	1,7	GI	Acero de inversión actual
D2	2,4	2,7	53	26	21	0	990	25	1	24750	○	10,6	GA	Acero de inversión actual
E1	3,2	24	46	28	26	0	1180	19	1	22420	○	2,3	GI	Acero de inversión actual
E2	6,9	6,2	47	24	26	0	1245	12	6	14940	○	1,9	GI	Acero comparativo
E3	7,2	6,3	48	23	27	0	1235	11	6	13585	○	1,5	GI	Acero comparativo
E4	6,7	6,1	46	25	26	0	1230	9	8	11070	○	1,8	GI	Acero comparativo

Tipo de acero	Densidad de polos de los grupos de orientación de {100} <011>to {223} <110>	F%	B%	$\gamma$ Residual %	M%	P%	TS/MPa	C-EI./%	$\Delta$ EI/%	TS*EI	Falla de galvanizado	%Fe/ % en masa	Hoja de acero	Nota
E5	2,3	2,4	100*1	0	0	0	745	16	0	11920	○	2,2	GI	Acero comparativo
E6	3,2	1,9	88*1	4	0	0	885	13	0	11505	○	2,7	GI	Acero comparativo
E7	2,7	2,6	48	21	10	0	1125	15	0	16875	△	0,7	GI	Acero comparativo
E8	2,5	2,2	46	25	3	1	1180	16	0	18880	○	10,6	GA	Acero de invención actual
E9	2,7	2,0	49	29	0	22	810	16	1	12960	○	18,4	GA	Acero comparativo
E10	5,9	5,3	48	24	2	0	1256	11	6	13816	○	8,8	GA	Acero comparativo
E11	6,4	5,9	49	29	4	0	1289	12	6	15468	○	10,8	GA	Acero comparativo
E12	2,9	2,3	52	28	2	0	1098	12	2	13176	○	9,1	GA	Acero comparativo
E13	2,4	1,9	47	26	3	0	1003	13	2	13039	○	13,3	GA	Acero comparativo
F1	2,8	2,5	48	22	4	0	1220	18	0	21960	○	2,4	GI	Acero de invención actual
F2	3,2	2,9	50	24	4	0	1215	17	0	20655	○	12,2	GA	Acero de invención actual
G1	2,1	1,9	48	25	1	0	1190	18	1	21420	○	2,1	GI	Acero de invención actual
G2	2,7	3,1	47	23	4	0	1220	16	1	19520	○	9,6	GA	Acero de invención actual
H1	4,2	3,8	46	26	1	0	1200	15	3	18000	○	1,7	GI	Acero de invención actual
H2	4,7	4,0	48	25	3	0	1220	14	4	17080	○	9,8	GA	Acero de invención actual
I1	4,6	3,9	49	23	1	0	1230	15	2	18450	○	2,4	GI	Acero de invención actual

Densidad de polos de los grupos de orientación de {332} <113>	F/%	B/%	Residual %	M/%	P/%	TS/MPa	C-EI./%	ΔEI/%	TS*EI	Falla de galvanizado	%Fe/ % en masa	Hoja de acero	Nota	
J2	4,3	52	24	19	5	0	1245	15	3	18675	0	10,8	GA	inversión actual
J1	39	47	29	22	2	0	1205	17	3	20485	0	1,7	GI	Acero de inversión actual
J2	<u>8,2</u>	48	30	21	1	0	1195	13	<u>8</u>	<u>15535</u>	0	1,6	GI	Acero de inversión actual
J3	<u>7,2</u>	50	28	20	2	0	1215	12	<u>7</u>	<u>14580</u>	0	2,3	GI	<u>Acero comparativo</u>
J4	<u>7,8</u>	46	30	21	3	0	1200	13	<u>6</u>	<u>15600</u>	0	2,5	GI	<u>Acero comparativo</u>
J5	3,9	48	27	22	3	0	1225	12	4	<u>14700</u>	0	1,9	GI	<u>Acero comparativo</u>
J6	4,9	48	13	<u>7</u>	32	0	1345	9	3	<u>12105</u>	0	2,3	GI	<u>Acero comparativo</u>
J7	4,4	47	31	20	2	0	1215	15	3	18225	±	2,4	GI	<u>Acero comparativo</u>
J8	3,9	46	30	21	3	0	1205	16	4	19280	0	9,8	GA	Acero de inversión actual
J9	4,3	47	23	<u>0</u>	2	<u>30</u>	910	16	3	<u>14560</u>	0	<u>17,4</u>	GA	<u>Acero comparativo</u>
J10	<u>9,4</u>	46	32	20	2	0	1299	14	<u>9</u>	18186	0	10,9	GA	<u>Acero comparativo</u>
J11	<u>8,2</u>	47	31	21	1	0	1258	15	<u>8</u>	18870	0	10,5	GA	<u>Acero comparativo</u>
J12	2,8	46	32	20	2	0	1186	17	<u>2</u>	20162	0	10,4	GA	Acero de inversión actual
J13	<u>6,8</u>	47	30	22	1	0	1245	15	<u>7</u>	18675	0	10,3	GA	<u>Acero comparativo</u>
J14	<u>6,1</u>	47	31	21	1	0	1234	14	<u>6</u>	17276	0	8,8	GA	<u>Acero comparativo</u>

Tipo de acero	Densidad de polos de los grupos de orientación de {100} <011>to {223} <110>	Densidad de polos de los grupos de orientación de {332} <113>	F/%	B/%	$\gamma$ Residual %	M/%	P/%	TS/MPa	C-EI./%	$\Delta$ EI/%	TS*EI	Falla de galvanizado	%Fe/ % en masa	Hoja de acero	Nota
J15	<u>7,1</u>	<u>5,5</u>	46	30	22	2	0	1306	8	<u>8</u>	<u>10448</u>	○	9,3	GA	Acero comparativo
K1	2,7	1,0	46	26	25	3	0	1210	15	0	18150	○	2,1	GI	Acero de invención actual
L1	2,1	2,8	47	29	24	0	0	1180	17	1	20060	○	1,9	GI	Acero de invención actual
M1	2,0	2,1	46	26	25	3	0	1215	15	0	18225	○	2,2	GI	Acero de invención actual
N1	1,6	2,2	48	25	23	4	0	1225	14	1	17150	○	2,7	GI	Acero de invención actual
O1	1,8	2,6	42	28	25	5	0	1335	14	2	18690	○	1,9	GI	Acero de invención actual
O2	<u>6,5</u>	<u>6,3</u>	43	27	23	7	0	1345	8	<u>6</u>	<u>10760</u>	○	2,1	GI	Acero comparativo
O3	<u>7,1</u>	<u>6,1</u>	41	28	27	4	0	1350	9	<u>6</u>	<u>12150</u>	○	2,2	GI	Acero comparativo
O4	3,3	2,1	100*1	0	<u>0</u>	0	0	915	8	1	<u>7320</u>	○	1,7	GI	Acero comparativo
O5	3,5	2,6	43	16	29	12	0	1455	9	1	<u>13095</u>	○	1,6	GI	Acero comparativo
O6	2,6	2,8	42	27	27	4	0	1375	14	0	19250	±	1,9	GI	Acero comparativo
O7	3,1	3,2	42	26	27	5	0	1380	15	0	20700	○	8,9	GA	Acero de invención actual
O8	1,9	2,8	43	29	23	5	0	1365	14	1	19110	○	11,2	GA	Acero de invención actual
O9	2,7	2,2	42	27	<u>0</u>	0	31	955	12	1	<u>11460</u>	○	<u>18,9</u>	GA	Acero comparativo
O10	<u>8,2</u>	<u>7,6</u>	43	27	28	2	0	1409	13	<u>7</u>	18317	○	10,5	GA	Acero comparativo
O11	1,7	1,3	43	28	27	2	0	1372	14	0	19208	○	10,1	GA	Acero de invención actual



Densidad de polos de los grupos de orientación de {332} <113>	Densidad de polos de los grupos de orientación de {100} <011>to {223} <110>	F/%	B/%	Residual %	M/%	P/%	TS/MPa	C-EI./%	ΔEI/%	TS*EI	Falla de galvanizado	%Fe/ % en masa	Hoja de acero	Nota	
O12	1,6	1,4	0	23	2	74	0	1763	4	1	7052	0	7,6	GA	inversión actual Acero de referencia
P1	2,2	2,4	43	27	26	4	0	1345	14	0	18830	0	2,2	GI	Acero de inversión actual
Q1	2,4	2,1	42	28	27	3	0	1355	14		18970	0	1,7	GI	Acero de inversión actual
R1	2,5	1,8	43	26	26	5	0	1325	13	0	17225	0	2,1	GI	Acero de inversión actual
S1	1,6	2,2	41	33	26	0	0	1285	16	1	20560	0	1,6	GI	Acero de inversión actual
a1	1,8	1,6	16	34	14	36	0	1675	4	0	6700	0	2,2	GI	Acero comparativo
b1	2,3	2,3	84	7	9	0	0	585	34	0	19890	0	1,6	GI	Acero comparativo
c1	1,7	3,0	88	0	0	0	12	535	29	0	15515	0	1,7	GI	Acero comparativo
d1	2,3	2,2	92	0	0	9	8	525	30	0	15750	0	2,0	GI	Acero comparativo

F: ferrita, B: barita, residual γ: austenita residual. M: martensita. P: perlita

\* 1: la estructura incluye ferrita y carburo. Sin embargo, el carburo se contó como ferrita

**Aplicabilidad industrial**

5 La presente invención es proporcionar la chapa de acero galvanizado de alta resistencia que tiene la pequeña anisotropía del material y excelente conformabilidad con la resistencia a la tracción final de 980 MPa o más, que es adecuada para el miembro estructural, el miembro de refuerzo y el miembro de suspensión de automóviles, a bajo costo. En consecuencia, se puede esperar que la presente invención contribuya en gran medida al peso más ligero de los automóviles y tiene un efecto extremadamente alto en la industria.

## REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia que tiene pequeña anisotropía del material y excelente conformabilidad con una resistencia a la tracción final de 980 MPa o más, cuya chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente comprende una capa galvanizada por inmersión en caliente formada sobre una superficie de una chapa base de acero,
- 5 en donde la chapa base de acero contiene: % en masa,
- C: del 0,1 a menos del 0,40%;
- Si: del 0,5 al 3,0%;
- Mn: del 1,5 al 3,0%;
- 10 O: limitado al 0,006% o menos;
- P: limitado al 0,04% o menos;
- S: limitado al 0,01% o menos;
- Al: limitado al 2,0% o menos;
- N: limitado al 0,01% o menos; y
- 15 opcionalmente uno o dos o más de: % en masa,
- Cr: del 0,05 al 1,0%;
- Mo: del 0,01 al 1,0%;
- Ni: del 0,05 al 1,0%;
- Cu: del 0,05 al 1,0%;
- 20 Nb: del 0,005 al 0,3%;
- Ti: del 0,005 al 0,3%;
- V: del 0,005 al 0,5%;
- B: del 0,0001 al 0,01%;
- del 0,0005 al 0,04% en total de uno o dos o más seleccionados de Ca, Mg y REM, y
- 25 siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
- una microestructura de la chapa base de acero contiene ferrita del 40% o más, austenita residual del 8 a menos del 60%, en fracción de volumen, y un resto que es bainita o martensita, y opcionalmente contiene perlita de menos del 10%,
- un valor promedio de las densidades de los polos de una estructura cúbica centrada en el cuerpo de los grupos de orientación  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  representados por cada una de las orientaciones de cristal  $\{100\} \langle 011 \rangle$ ,  $\{116\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{114\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{113\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{112\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{335\} \langle 110 \rangle$  y  $\{223\} \langle 110 \rangle$  en un intervalo de grosor de hoja de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa base de acero es 6,5 o menos y una densidad de polos de una orientación de cristal  $\{332\} \langle 113 \rangle$  es 5,0 o menos, en donde la orientación de cristal representada por  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$  significa que la dirección normal de un plano de chapa de acero es paralela a  $\langle hkl \rangle$  y una dirección de rodadura es paralela a  $\langle uvw \rangle$ , el valor promedio de las densidades de polos se mide como se describe de acuerdo con la descripción, y
- 30 la capa galvanizada por inmersión en caliente contiene Fe: menos del 7% en masa y un resto que es Zn, Al e impurezas inevitables.
- 35
2. Una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada de alta resistencia que tiene pequeña anisotropía del material y excelente conformabilidad con una resistencia a la tracción final de 980 MPa o más, cuya chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada comprende una capa galvanizada por inmersión en caliente aleada formada sobre una superficie de una chapa base de acero,
- 40 en donde la chapa base de acero contiene: % en masa,
- C: del 0,1 a menos del 0,40%;
- Si: del 0,5 al 3,0%;

- Mn: del 1,5 al 3,0%;
- O: limitado al 0,006% o menos;
- P: limitado al 0,04% o menos;
- S: limitado al 0,01% o menos;
- 5 Al: limitado al 2,0% o menos;
- N: limitado al 0,01% o menos; y
- opcionalmente uno o dos o más de: % en masa,
- Cr: del 0,05 al 1,0%;
- Mo: del 0,01 al 1,0%;
- 10 Ni: del 0,05 al 1,0%;
- Cu: del 0,05 al 1,0%;
- Nb: del 0,005 al 0,3%;
- Ti: del 0,005 al 0,3%;
- V: del 0,005 al 0,5%;
- 15 B: del 0,0001 al 0,01%;
- del 0,0005 al 0,04% en total de uno o dos o más seleccionados de Ca, Mg y REM, y
- siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
- una microestructura de la chapa base de acero contiene ferrita del 40% o más, austenita residual de 8 a menos del 60%, en fracción de volumen, y un resto es bainita o martensita, y opcionalmente contiene perlita de menos del 10%,
- 20 un valor promedio de las densidades de los polos de una estructura cúbica centrada en el cuerpo de los grupos de orientación  $\{100\} \langle 011 \rangle$  a  $\{223\} \langle 110 \rangle$  representados por cada una de las orientaciones de cristal  $\{100\} \langle 011 \rangle$ ,  $\{116\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{114\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{113\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{112\} \langle 110 \rangle$ ,  $\{335\} \langle 110 \rangle$  y  $\{223\} \langle 110 \rangle$  en un intervalo de grosor de hoja de 5/8 a 3/8 desde la superficie de la chapa base de acero es 6,5 o menos y una densidad de polos de una orientación de cristal  $\{332\} \langle 113 \rangle$  es 5,0 o menos, en donde la orientación de cristal representada por  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$  significa que la dirección normal de un plano de chapa de acero es paralelo a  $\langle hkl \rangle$  y una dirección de rodadura es paralela a  $\langle uvw \rangle$ ,
- 25 el valor promedio de las densidades de los polos se mide de acuerdo con la descripción, y
- la capa de aleación galvanizada por inmersión en caliente aleada contiene Fe: del 7 al 15% en masa y un resto que es Zn, Al e impurezas inevitables.
- 30 3. La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia según la reivindicación 1 o la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada de alta resistencia según la reivindicación 2, en donde la chapa base de acero contiene además uno o dos o más de: % en masa
- Cr: del 0,05 al 1,0%;
- Mo: del 0,01 al 1,0%;
- Ni: del 0,05 al 1,0%;
- 35 Cu: del 0,05 al 1,0%;
- Nb: del 0,005 al 0,3%;
- Ti: del 0,005 al 0,3%;
- V: del 0,005 al 0,5%; y
- B: del 0,0001 al 0,01%.
- 40 4. La chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia según la reivindicación 1 o la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada de alta resistencia según la reivindicación 2, en donde la chapa base de acero contiene, además, en % en masa, del 0,0005 al 0,04% en total de uno o dos o más seleccionados de

## ES 2 804 542 T3

Ca, Mg y REM.

5. Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizado en caliente de alta resistencia que tiene pequeña anisotropía del material y excelente conformabilidad con una resistencia a la tracción final de 980 MPa o más, cuyo método de fabricación comprende:

- 5 con respecto a una palanquilla de acero que contiene: % en masa,  
C: del 0,1 a menos del 0,40%;  
Si: del 0,5 al 3,0%;  
Mn: del 1,5 al 3,0%;  
O: limitado al 0,006% o menos;
- 10 P: limitado al 0,04% o menos;  
S: limitado al 0,01% o menos;  
Al: limitado al 2,0% o menos;  
N: limitado al 0,01% o menos; y  
siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
- 15 realizar el primer laminado en caliente en el que el laminado con una relación de reducción del 40% o más se lleva a cabo una vez o más en un intervalo de temperatura de 1000°C o superior y 1200°C o inferior;  
establecer un diámetro de grano de austenita a 200  $\mu\text{m}$  o menos mediante el primer laminado en caliente;
- 20 realizar un segundo laminado en caliente en el que el laminado con una relación de reducción del 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez a una región de temperatura de  $T_1 + 30^\circ\text{C}$  o superior y  $T_1 + 200^\circ\text{C}$  o inferior determinada por Expresión (1) a continuación;  
establecer una relación de reducción total en el segundo laminado en caliente al 50% o más y la relación de reducción total en un intervalo de temperatura por debajo de  $T_1 + 30^\circ\text{C}$  al 30% o menos en el segundo laminado en caliente antes del bobinado;
- 25 en donde una temperatura de acabado del laminado en caliente es una temperatura de transformación de  $A_{r3}$  o superior;  
después de que se realiza la reducción final a una relación de reducción del 30% o más en la segunda laminación en caliente, se enfría antes de comenzar la laminación en frío de tal manera que un tiempo de espera  $t$  en segundos satisfaga la Expresión (2) siguiente;
- 30 establecer una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/segundo o más y un cambio de temperatura en un intervalo de 40°C o superior y 140°C o menos en el enfriamiento antes del laminado en frío;  
realizar bobinado a una región de temperatura de 700°C o inferior;  
realizar decapado;  
realizar laminado en frío con una relación de reducción del 40% o más y del 80% o menos;
- 35 calentar a una temperatura de recocido de 750°C o superior y 900°C o inferior y luego recocer en una línea de galvanizado continuo por inmersión en caliente, en donde una velocidad de calentamiento promedio de temperatura ambiente o superior y 650°C o inferior se establece en HR1 en °C/segundo expresado por la Expresión (4) a continuación, y una velocidad de calentamiento promedio desde una temperatura superior a 650°C a la temperatura de recocido se establece en HR2 en °C/segundo expresado por la Expresión (5) a continuación;  
establecer un tiempo de espera de recocido de 10 segundos a 600 segundos;
- 40 enfriar a 500°C desde la temperatura de recocido a 0,1 a 200°C/segundo; y  
realizar galvanizado en caliente después de mantener durante 10 a 1000 segundos entre 500 y 350°C a un caudal del zinc fundido de 10 m/min o más rápido y 50 m/min o más lento,

$$T1 \text{ en } ^\circ\text{C} = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots \text{Expresión (1)}$$

donde, C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo y V representan el contenido de cada elemento en % en masa, y Ti, B, Cr, Mo y V se calculan como cero cuando no están contenidos,

$$t \leq 2.5 \times t1 \dots \text{Expresión (2)}$$

5 donde, t1 se obtiene por la Expresión (3) a continuación,

$$t1 = 0.001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0.109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3.1 \dots \text{Expresión (3)}$$

donde, en la Expresión (3) anterior, Tf representa una temperatura de la palanquilla de acero obtenida después de una reducción final a una relación de reducción del 30% o más, y P1 representa una relación de reducción de una reducción final al 30% o más,

10 
$$HR1 \geq 0.3 \dots \text{Expresión (4)}$$

$$HR2 \leq 0.5 \times HR1 \dots \text{Expresión (5)}$$

6. Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia que tiene pequeña anisotropía del material y excelente conformabilidad con una resistencia a la tracción final de 980 MPa o más, el método de fabricación comprende:

15 con respecto a una palanquilla de acero que contiene: % en masa,

C: del 0,1 a menos del 0,40%;

Si: del 0,5 al 3,0%;

Mn: del 1,5 al 3,0%;

O: limitado al 0,006% o menos;

20 P: limitado al 0,04% o menos;

S: limitado al 0,01% o menos;

Al: limitado al 2,0% o menos;

N: limitado al 0,01% o menos; y

siendo el resto Fe e impurezas inevitables,

25 realizar el primer laminado en caliente en el que el laminado con una relación de reducción del 40% o más se lleva a cabo una vez o más en un intervalo de temperatura de 1000°C o superior y 1200°C o inferior;

establecer un diámetro de grano de austenita a 200 μm o menos mediante el primer laminado en caliente;

30 realizar un segundo laminado en caliente en el que el laminado con una relación de reducción del 30% o más se realiza en una pasada al menos una vez a una región de temperatura de T1 + 30°C o superior y T1 + 200°C o inferior determinada por la Expresión (1) a continuación;

establecer una relación de reducción total en el segundo laminado en caliente al 50% o más y la relación de reducción total en un intervalo de temperatura por debajo de T1 + 30°C al 30% o menos en el segundo laminado en caliente antes del bobinado;

35 en donde una temperatura de acabado del laminado en caliente es una temperatura de transformación de Ar3 o superior;

después de que se realiza la reducción final a una relación de reducción del 30% o más en la segunda laminación en caliente, se enfría antes de comenzar la laminación en frío de tal manera que un tiempo de espera t en segundos satisfaga la Expresión (2) siguiente;

establecer una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/segundo o más y un cambio de temperatura en un intervalo de 40°C o superior y 140°C o menos en el enfriamiento antes del laminado en frío;

realizar bobinado a una región de temperatura de 700°C o inferior;

realizar decapado;

5 realizar laminado en frío con una relación de reducción del 40% o más y del 80% o menos;

calentar a una temperatura de recocido de 750°C o superior y 900°C o inferior y luego recocer en una línea de galvanizado continuo por inmersión en caliente, en donde una velocidad de calentamiento promedio de temperatura ambiente o superior y 650°C o inferior se establece en HR1 en °C/segundo expresado por la Expresión (4) a continuación, y una velocidad de calentamiento promedio desde una temperatura superior a 650°C a la temperatura de recocido se establece en HR2 en °C/segundo expresado por la Expresión (5) a continuación;

10

establecer un tiempo de espera de recocido de 10 segundos a 600 segundos;

enfriar a 500°C desde la temperatura de recocido a 0,1 a 200°C/segundo;

realizar galvanizado en caliente después de mantener durante 10 a 1000 segundos entre 500 y 350°C a un caudal del zinc fundido de 10 m/min o más rápido y 50 m/min o más lento; y

15 realizar un tratamiento de aleación a una temperatura de 460°C o superior,

$$T1 \text{ en } ^\circ\text{C} = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots \text{ Expresión (1)}$$

donde, C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo y V representan el contenido de cada elemento en % en masa, y Ti, B, Cr, Mo y V se calculan como cero cuando no están contenidos,

$$t \leq 2.5 \times t1 \dots \text{ Expresión (2)}$$

20 donde, t1 se obtiene por la Expresión (3) a continuación,

$$t1 = 0.001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0.109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3.1 \dots \text{ Expresión (3)}$$

donde, en la Expresión (3) anterior, Tf representa una temperatura de la palanquilla de acero obtenida después de una reducción final a una relación de reducción del 30% o más, y P1 representa una relación de reducción de una reducción final al 30% o más,

25  $HR1 \geq 0.3 \dots \text{ Expresión (4)}$

$$HR2 \leq 0.5 \times HR1 \dots \text{ Expresión (5)}$$

7. El método de fabricación de una chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia según la reivindicación 5 o el método de fabricación de la chapa de acero galvanizado por inmersión en caliente aleado de alta resistencia según la reivindicación 6, en el que cuando se realiza el galvanizado por inmersión en caliente, la temperatura de una chapa base de acero es (temperatura del baño de galvanizado en caliente - 40)°C o superior y (temperatura del baño de galvanizado en caliente + 50)°C o inferior.

30

FIG.3

