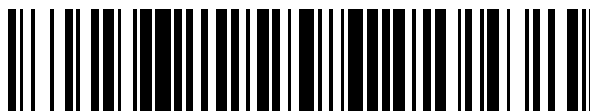


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 727 865**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
C23C 2/26 (2006.01)
C23C 28/00 (2006.01)
C22C 18/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **27.07.2012** **PCT/JP2012/069260**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **07.02.2013** **WO13018739**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **27.07.2012** **E 12820441 (9)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **20.03.2019** **EP 2738280**

54 Título: **Lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

29.07.2011 JP 2011167436

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
21.10.2019

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

KAWATA, HIROYUKI;
MARUYAMA, NAOKI;
MURASATO, AKINOBU;
MINAMI, AKINOBU;
YASUI, TAKESHI;
KUWAYAMA, TAKUYA y
YONEMURA, SHIGERU

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 727 865 T3

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

DESCRIPCIÓN

Lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión y método de fabricación de la misma

[Campo técnico]

- 5 La presente invención se refiere a una lámina de acero galvanizado de alta resistencia y un método de fabricación de la misma, y en particular se refiere a una lámina de acero galvanizado de alta resistencia que tiene una excelente capacidad de flexión y un método de fabricación de la misma. Esta solicitud se basa en y reivindica el beneficio de prioridad de la Solicitud de Patente Japonesa Núm. 2011-167436, presentada en Japón el 29 de julio de 2011; todo el contenido de la cual se incorpora como referencia en la presente memoria.

10 **[Antecedentes de la técnica]**

- En los últimos años, ha habido una creciente demanda de láminas de acero chapado de alta resistencia utilizadas para automóviles o similares, y se ha iniciado a utilizar láminas de acero chapado de alta resistencia con resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más. Como un método para la formación de vehículos o miembros de automóviles por el uso de tales láminas de acero chapado de alta resistencia, se pueden mencionar la flexión tal como la formación en prensa. Por lo general, cuánto más se incrementa la resistencia de una lámina de acero, más empeora la capacidad de flexión. Por consiguiente, cuando se lleva a cabo la flexión en una lámina de acero chapado de alta resistencia, ha habido problemas que se producen con facilidad, tal como una grieta en el interior de una lámina de acero en una parte de deformación, la formación de cuellos en una interfaz entre una superficie de la lámina de acero y una capa de chapado, y la destrucción o la descamación de una capa de chapado.

- 20 Como una técnica para la mejora de la capacidad de flexión de lámina de acero, el Documento de Patente 1 propone una lámina de acero galvanizado de alta tensión por inmersión en caliente en la que una composición química de una lámina de acero contiene, en % en masa, C: de más de 0,02% y 0,20% o menos, Si: de 0,01 a 2,0%, Mn: de 0,1 a 3,0%, P: de 0,003 a 0,10%, S: de 0,020% o menos, Al: de 0,001 a 1,0%, N: de 0,0004 a 0,015%, y Ti: de 0,03 a 0,2%, un equilibrio incluye Fe e impurezas, una estructura de metal de la lámina de acero contiene de 30 a 95% de ferrita por una relación de área, una segunda fase del equilibrio está constituido por uno o más de martensita, bainita, perlita, cementita, y austenita retenida, una relación de área de la martensita es de 0 a 50% cuando la martensita está contenida, y la lámina de acero contiene precipitados de carbonitrúro basados en Ti con un diámetro de grano de 2 a 30 nm y una distancia entre partículas promedio de 30 a 300 nm y contiene un TiN cristalizado con un diámetro de grano de 3 μm o más y una distancia entre partículas promedio de 50 a 500 μm .

- 30 Además, el Documento de Patente 2 describe, como una lámina de acero galvanizado por inmersión en caliente excelente en cuanto a su capacidad de flexión, una lámina de acero galvanizado por inmersión en caliente que tiene una composición química que contiene, en % en masa, C: de 0,03 a 0,11%, Si: de 0,005 a 0,5%, Mn: de 2,0 a 4,0%, P: de 0,1% o menos, S: de 0,01% o menos, sol. Al: de 0,01 a 1,0%, N: de 0,01% o menos y que además contiene uno o ambos de Ti: de 0,50% o menos y Nb: de 0,50% o menos en un intervalo que satisface $\text{Ti} + \text{Nb}/2 \geq 0,03$ (Ti y Nb en esta expresión indican los contenidos de los elementos respectivos (unidad: % en masa)) con un equilibrio constituido por Fe e impurezas, tiene una estructura de acero que tiene un intervalo promedio de 300 μm o menos en una dirección de anchura de la lámina de una porción concentrada de Mn que se extiende en una dirección de laminación en la posición de $1/20t$ de profundidad (t: espesor de la lámina de la lámina de acero) desde una superficie, una relación de área de ferrita de 60% o más, y un diámetro promedio de grano de ferrita de 1,0 a 6,0 μm y que contiene 100 o más precipitados por μm^2 con un diámetro de grano de 1 a 10 nm en ferrita, y tiene una resistencia a la tracción de 540 MPa o más.

- Además, el Documento de Patente 3 describe, como una lámina de acero chapado por inmersión en caliente que tiene tanto ductilidad como capacidad de flexión, una lámina de acero chapado por inmersión en caliente que tiene una capa de chapado que contiene zinc sobre una superficie de una lámina de acero laminada en frío que tiene una composición química que contiene, en % en masa, C: de 0,08 a 0,25%, Si: de 0,7% o menos, Mn: de 1,0 a 2,6%, Al: de 1,5% o menos, P: de 0,03% o menos, S: de 0,02% o menos y N: de 0,01% o menos y que tiene una relación entre Si y Al que satisface $1,0\% \leq \text{Si} + \text{Al} \leq 1,8\%$ con un equilibrio constituido por Fe e impurezas, y tiene características mecánicas que satisfacen $\text{TS} \geq 590$ (TS: resistencia a la tracción (MPa)), $\text{TS} \times \text{EI} \geq 17500$ (EI: alargamiento total (%)), y $p \leq 1,5 \times t$ (p: radio límite de curvatura (mm), t: espesor de la lámina (mm)).

- 50 El Documento de Patente 4 describe, como una lámina de acero laminada en frío que tiene una buena ductilidad y capacidad de flexión, una lámina de acero laminada en frío que tiene una composición química que contiene, en % en masa, C: de 0,08 a 0,20%, Si: de 1,0% o menos, Mn: de 1,8 a 3,0%, P: de 0,1% o menos, S: de 0,01% o menos, sol. Al: de 0,005 a 0,5%, N: de 0,01% o menos y Ti: de 0,02 a 0,2%, con un equilibrio constituido por Fe e impurezas, tiene una estructura de acero constituida por, en % en volumen, de ferrita: 10% o más, bainita: de 20 a 70%, austenita retenida: de 3 a 20% y martensita: de 0 a 20% en la que un diámetro promedio de grano de la ferrita es de 10 μm o menos, un diámetro promedio de grano de la bainita es de 10 μm o menos, un diámetro promedio de grano de la austenita retenida es de 3 μm o menos, y un diámetro promedio de grano de la martensita es de 3 μm o menos, tiene características mecánicas tales que una resistencia a la tracción (TS) es de 780 MPa o más, un

producto (valor de TS \times EI) de la resistencia a la tracción (TS) y el alargamiento total (EI) es de 14000 MPa \cdot % o más, y un radio mínimo de curvatura en una prueba de flexión es de 1,5t o menos (t: espesor de la lámina) y tiene un espesor de la lámina de 2,0 mm o más, y describe que el chapado está provisto en una superficie de la lámina de acero laminada en frío.

- 5 El Documento de Patente 5 describe, como una lámina de acero galvanizado aleado por inmersión en caliente excelente en cuanto a su capacidad de flexión, una lámina de acero galvanizado aleado por inmersión en caliente que tiene una composición química que contiene, en % en masa, C: de 0,03 a 0,12%, Si: de 0,02 a 0,50%, Mn: de 2,0 a 4,0%, P: de 0,1% o menos, S: de 0,01% o menos, sol. Al: de 0,01 a 1,0% y N: de 0,01% o menos y que además contiene uno o ambos de Ti: de 0,50% o menos y Nb: de 0,50% o menos en un intervalo que satisface $Ti + Nb/2 \geq 0,03$ con un equilibrio constituido por Fe e impurezas, y tiene una estructura de acero de manera tal que una relación de área de ferrita es 60% o más y un diámetro promedio de grano de ferrita es de 1,0 a 6,0 μm , en la que una capa galvanizada aleada por inmersión en caliente contiene, en % en masa, Fe: de 8 a 15% y Al: de 0,08 al 0,50% con un equilibrio constituido por Zn e impurezas, y la lámina de acero galvanizado por inmersión en caliente tiene una resistencia a la tracción de 540 MPa o más y tiene una excelente capacidad de flexión.
- 10
- 15 El Documento de Patente 6 describe como una lámina de acero galvanizado de alta resistencia por inmersión en caliente excelente en cuanto a su trabajabilidad, una que tiene una capa galvanizada por inmersión en caliente en una lámina de acero base que contiene, en % en masa, C: de 0,03 a 0,17%, Si: de 0,01 a 0,75%, Mn: de 1,5 a 2,5%, P: de 0,080% o menos, S: de 0,010% o menos, sol. Al: de 0,01 a 1,20%, Cr: de 0,3 a 1,3%, con un equilibrio constituido por Fe e impurezas inevitables, y que tiene una estructura de acero constituida por, en la fracción de volumen, de 30 a 70% de ferrita, menos de 3% de austenita retenida, y martensita para el equilibrio, en la que 20% o más de la martensita es martensita revenida.
- 20

25 El Documento de Patente 7 describe, como una lámina de acero laminada en frío con ultra-alta resistencia excelente en cuanto a su trabajabilidad de flexión, un acero que contiene, en % en peso, C: de 0,12 a 0,30%, Si: de 1,2% o menos, Mn: de 1 a 3%, P: de 0,020% o menos, S: de 0,010% o menos, sol. Al: de 0,01 a 0,06% con un equilibrio constituido por Fe e impurezas inevitables, el acero tiene una capa suave de C: de 0,1% en peso o menos en una parte de la capa superficial en ambas superficies por 3 a 15% en volumen por unidad de superficie con un equilibrio constituido por una compleja estructura de austenita retenida de menos de 10% en volumen y una fase de transformación a baja temperatura o ferrita adicional.

30 El Documento de Patente 8 se refiere a una placa de acero de alta resistencia con una resistencia a la tracción de 900 MPa o más, que es excelente en cuanto a su resistencia de fragilización de hidrógeno caracterizada porque, en la estructura de la placa de acero,

(a) por fracción de volumen, la ferrita está presente de 10 a 50%, la ferrita bainítica y/o bainita de 10 a 60%, y la martensita revenida de 10 a 50%, y

35 (b) carburos a base de hierro que contienen Si o Si y Al en 0,1% o más están presentes en 4×10^8 (partículas/mm³) o más.

[Documentos de la técnica anterior]

[Documentos de Patente]

Documento de Patente 1: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Núm. 2007-16319

Documento de Patente 2: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Núm. 2009-215616

40 Documento de Patente 3: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Núm. 2009-270126

Documento de Patente 4: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Núm. 2010-59452

Documento de Patente 5: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Núm. 2010-65269

Documento de Patente 6: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Núm. 2010-70843

Documento de Patente 7: Publicación de Patente Japonesa Abierta a Inspección Núm. H5-195149

45 Documento de Patente 8: Solicitud de Patente Canadiense Abierta a Inspección Núm. CA 2 781 815

[Descripción de la invención]

[Problemas a resolver por la invención]

50 Sin embargo, las tecnologías convencionales no son capaces de obtener suficiente capacidad de flexión cuando se lleva a cabo la flexión en una lámina de acero galvanizado de alta resistencia, y por lo tanto se ha requerido una mejora adicional de la capacidad de flexión.

En vista de las situaciones anteriores, la presente invención proporciona una lámina de acero galvanizado de alta resistencia que tiene una excelente capacidad de flexión y un método de fabricación de la misma.

[Medios para resolver los problemas]

Los presentes inventores han llevado a cabo estudios intensivos con el fin de obtener una lámina de acero galvanizado de alta resistencia con una resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más por la cual se puede obtener una excelente capacidad de flexión por medio de la prevención de todo tipo de grieta dentro de una lámina de acero que es un material base, la formación de cuellos en una interfaz entre una superficie de la lámina de acero y una capa de chapado, y la destrucción y la descamación de la capa de chapado, que se producen en una parte de deformación por medio de la realización de flexión. Como resultado, los presentes inventores encontraron que puede ser una lámina de acero galvanizado de alta resistencia que tiene una capa galvanizada aleada con un contenido de hierro de 8 a 12% formada sobre una superficie de una lámina de acero base que tiene componentes químicos predeterminados, en la que en una estructura de la lámina de acero base, la austenita retenida se limita a 8% o menos en la fracción de volumen, la curtosis K^* de la distribución de la dureza, que se describirá más adelante, es de -0,30 o menos, y la relación entre la dureza Vickers de la capa superficial y la dureza Vickers de 1/4 de espesor "(dureza Vickers de la capa superficial)/(dureza Vickers de 1/4 de espesor)" es de 0,35 a 0,70.

De manera específica, si bien la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de este tipo tiene una resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más, la dureza Vickers de la capa superficial de la lámina de acero base es baja comparada con la dureza Vickers de 1/4 de espesor, la capa superficial de la lámina de acero base se deforma con facilidad cuando se lleva a cabo la flexión, y por otra parte la austenita retenida, que se vuelve un punto de partida de la destrucción, se limita a 8% o menos en la fracción de volumen en la estructura de la lámina de acero base. Por lo tanto, una grieta no se produce con facilidad en el interior de la lámina de acero base.

Además, en una lámina de acero galvanizado de alta resistencia de este tipo, dado que la curtosis K^* de la distribución de la dureza es de -0,30 o menos y la dispersión en la distribución de la dureza en la lámina de acero base es pequeña, hay menos límites donde las regiones que difieren en gran medida en cuanto a la dureza están en contacto una con la otra, y una grieta no se produce con facilidad en el interior de la lámina de acero base cuando se lleva a cabo la flexión.

Además, en una lámina de acero galvanizado de alta resistencia de este tipo, dado que la dureza Vickers de la capa superficial de la lámina de acero base es baja comparada con la dureza Vickers de 1/4 de espesor y la ductilidad de la capa superficial de la lámina de acero base es excelente, se impide la formación de cuellos en el lado de la lámina de acero base en la interfaz entre la superficie de la lámina de acero base y la capa de galvanizado aleado cuando se lleva a cabo la flexión, y por lo tanto la formación de cuellos no se produce con facilidad en la interfaz entre la superficie de la lámina de acero base y la capa galvanizada aleada.

Además, en una lámina de acero galvanizado de alta resistencia de este tipo, el contenido de hierro de la capa de galvanizado aleado es de 8 a 12%, y la adhesión en la interfaz entre la superficie de la lámina de acero base y la capa de galvanizado aleado es excelente. Por lo tanto, la destrucción y la descamación de la capa de galvanizado aleado no se producen con facilidad cuando se lleva a cabo la flexión.

La presente invención se completó con base en este conocimiento, y la esencia de la misma es la siguiente.

(1)

Una lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión con una resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más, que incluye una capa de galvanizado aleado formada sobre una superficie de una lámina de acero base que contiene, en % en masa, C: de 0,075 a 0,300%, Si: de 0,30 a 2,50%, Mn: de 1,30 a 3,50%, P: de 0,001 a 0,050%, S: de 0,0001 a 0,0100%, Al: de 0,005 a 1,500%, N: de 0,0001 a 0,0100%, y o: 0,0001 a 0,0100% y de manera opcional uno o más de los elementos opcionales especificados en la reivindicación 1 con un equilibrio constituido por hierro e impurezas inevitables, en el que: la austenita retenida se limita a 8% o menos en la fracción de volumen en un intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base; cuando se establecen las regiones de medición plurales con un diámetro de 1 μ m o menos en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base, los valores de medición de la dureza en las regiones de medición plurales están dispuestos en un orden ascendente para obtener una distribución de la dureza, se obtiene un número entero $N_{0,02}$, que es un número que se obtiene por medio de la multiplicación de un número total de valores de medición de la dureza por 0,02 y el redondeo de este número cuando este número incluye una fracción, la dureza de un valor de medición que es $N_{0,02}$ -ésimo más grande a partir de un valor de medición de la dureza mínimo se toma como 2% de dureza, se obtiene un número entero $N_{0,98}$, que es un número que se obtiene por medio de la multiplicación de un número total de valores de medición de la dureza por 0,98 y el redondeo de este número cuando este número incluye una fracción, y la dureza de un valor de medición que es $N_{0,98}$ -ésimo más grande a partir de un valor de medición de la dureza mínimo se toma como 98% de dureza, la curtosis K^* de la distribución de la dureza entre la dureza de 2% y la dureza de 98% es de -0,30 o menos; una relación entre la dureza Vickers de una capa superficial de la lámina de acero base y la dureza Vickers de 1/4 de espesor de la lámina de acero base es de 0,35 a 0,70; y un contenido de hierro en la capa de galvanizado aleado es de 8 a 12%

en % en masa.

(2)

5 La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con el punto (1), en el que la estructura de la lámina de acero base contiene, en la fracción de volumen, de 10 a 75% de ferrita, de 10 a 50% en total de cualquiera o ambos de ferrita bainítica y bainita, de 10 a 50% de martensita revenida en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base, la martensita fresca se limita a 15% o menos en la fracción de volumen, y la perlita se limita a 5% o menos en la fracción de volumen.

(3)

10 La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con el punto (1), en el que la lámina de acero base además contiene, en % en masa, uno o ambos de Ti: de 0,005 a 0,150%, y Nb: de 0,005 a 0,150%.

(4)

15 La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con el punto (1), en el que la lámina de acero base además contiene, en % en masa, uno o más de B: de 0,0001 a 0,0100%, Cr: de 0,01 a 2,00%, Ni: de 0,01 a 2,00%, Cu: de 0,01 a 2,00%, Mo: de 0,01 a 1,00%, y W: de 0,01 a 1,00%.

(5)

20 La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con el punto (1), en el que la lámina de acero base además contiene, en % en masa, V: de 0,005 a 0,150%.

(6)

La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con el punto (1), en el que la lámina de acero base además contiene de 0,0001 a 0,5000% en masa en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM.

(7)

25 La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con el punto (1), en el que una o ambas de una película de revestimiento constituida por un óxido de fósforo y una película de revestimiento constituida por un óxido compuesto que contiene fósforo está o están formadas sobre una superficie de la capa de galvanizado aleado.

(8)

30 Un método de fabricación de una lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión, el método incluye: un paso de laminación en caliente para el calentamiento a 1050 °C o más de una losa que contiene, en % en masa, C: de 0,075 a 0,300%, Si: de 0,30 a 2,50%, Mn: de 1,30 a 3,50%, P: de 0,001 a 0,050%, S: de 0,0001 a 0,0100%, Al: de 0,005 a 1,500%, N: de 0,0001 a 0,0100%, y O: de 0,0001 a 0,0100% con un equilibrio constituido por hierro e impurezas inevitables, para completar la laminación en caliente a una temperatura de laminación en caliente de acabado de 880 °C o más, y el bobinado en una región de temperatura de 750 °C o menos; un paso de recocido continuo para el calentamiento de la lámina de acero en un intervalo de temperatura entre 600 °C y el punto de transformación Ac_1 a una tasa promedio de calentamiento de 1 °C o más, el mantenimiento de la lámina de acero durante 20 segundos a 600 segundos a una temperatura de recocido entre (el punto de transformación $Ac_1 + 40$) °C y el punto de transformación Ac_3 y en una atmósfera en la que el logaritmo (presión parcial de agua/presión parcial de hidrógeno) es de -3,0 a 0,0, la realización de un proceso de deformación por flexión e inflexión dos o más veces por el uso de un rodillo con un radio de 800 mm o menos para hacer que una diferencia en la cantidad de tensión acumulada entre una superficie delantera y trasera sea de 0,0050 o menos, y luego el enfriamiento de la lámina de acero en el intervalo de temperatura de 740 °C a 650 °C a una tasa promedio de enfriamiento de 1,0 a 5,0 °C/segundo, y el enfriamiento de la lámina de acero en el intervalo de temperatura de 650 °C a 500 °C a una tasa promedio de enfriamiento de 5 a 200 °C/segundo; y un paso de aleación y chapado para la realización de un tratamiento de aleación que incluye la inmersión de la lámina de acero después del paso de recocido continuo en un baño de galvanización, y luego el mantenimiento de la lámina de acero a una temperatura de 470 a 650 °C durante 10 a 120 segundos.

(9)

50 El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con el punto (8), en el que después del paso de laminación en caliente y antes del paso de recocido continuo, se lleva a cabo un paso de laminación en frío para la laminación en frío con una relación de reducción de 30 a 75%.

(10)

El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con el punto (8), en el que después del paso de tratamiento de aleación, la lámina de acero se mantiene a una temperatura de 200 a 350 °C durante 30 a 1000 segundos.

5 (11)

El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con el punto (8), en el que después del paso de tratamiento de aleación, se lleva a cabo un paso de adición de una película de revestimiento constituida por un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo.

10 **[Efecto de la invención]**

De acuerdo con la presente invención, se puede proporcionar una lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión con una resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más y un método de fabricación de la misma.

[Mejor modo para llevar a cabo la invención]

15 Una lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención es una lámina de acero galvanizado de alta resistencia con una resistencia a la tracción de 900 MPa o más, que incluye una capa de galvanizado aleado formada sobre una superficie de una lámina de acero base que contiene, en % en masa, C: de 0,075 a 0,300%, Si: de 0,30 a 2,50%, Mn: de 1,30 a 3,50%, P: de 0,001 a 0,050%, S: de 0,0001 a 0,0100%, Al: de 0,005 a 1,500%, N: de 0 a 0,0100%, O: de 0 a 0,0100%, con un equilibrio constituido por hierro e impurezas inevitables.

20 **(Componentes químicos de la lámina de acero base)**

En primer lugar, se describirán los componentes químicos (composición) de la lámina de acero base que constituye la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención. Se debe tener en cuenta que [%] en la siguiente descripción es [% en masa].

"C: de 0,075 a 0,300%"

25 C está contenido para el incremento de la resistencia de la lámina de acero base. Sin embargo, cuando el contenido de C es superior a 0,300%, la capacidad de soldadura se vuelve insuficiente. En vista de la capacidad de soldadura, el contenido de C preferiblemente es 0,250% o menos, más preferiblemente 0,220% o menos. Por otro lado, cuando el contenido de C es menor que 0,075%, la resistencia disminuye y no es posible asegurar la resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más. Con el fin de incrementar la resistencia, el contenido de C preferiblemente es 0,090% o más, más preferiblemente 0,100% o más.

"Si: de 0,30 a 2,50%"

Si es un elemento que suprime la generación de carburo a base de hierro en la lámina de acero base, y es necesario para el incremento de la resistencia y la capacidad de conformación. Además, también es un elemento que mejora la capacidad de estiramiento, dado que incrementa la dureza de la capa superficial de la lámina de acero base como un elemento de fortalecimiento de la solución sólida. Sin embargo, cuando el contenido de Si es superior a 2,50%, la lámina de acero base se vuelve quebradiza y se deteriora la ductilidad. En vista de la ductilidad, el contenido de Si preferiblemente es 2,20% o menos, más preferiblemente 2,00% o menos. Por otro lado, cuando el contenido de Si es menor que 0,30%, una gran cantidad de carburos gruesos a base de hierro se genera durante un tratamiento de aleación de la capa de galvanizado aleado, lo cual deteriora la resistencia y la capacidad de conformación. En vista de esto, el valor límite inferior de Si preferiblemente es 0,50% o más, más preferiblemente 0,70% o más.

"Mn: de 1,30 a 3,50%"

Mn está contenido para el incremento de la resistencia de la lámina de acero base. Sin embargo, cuando el contenido de Mn es superior a 3,50%, una porción concentrada de Mn grueso se produce en una porción central del espesor de la lámina de la lámina de acero base, la fragilización se produce con facilidad, y un problema tal como la rotura de una losa colada se produce con facilidad. Además, cuando el contenido de Mn es superior a 3,50%, también se deteriora la capacidad de soldadura. Por lo tanto, el contenido de Mn debe ser 3,50% o menos. En vista de la capacidad de soldadura, el contenido de Mn preferiblemente es 3,20% o menos, más preferiblemente 3,00% o menos. Por otro lado, cuando el contenido de Mn es menor que 1,30%, se forma una gran cantidad de estructuras blandas durante el enfriamiento después del recocido, y por lo tanto se hace difícil asegurar la resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más. Por lo tanto, el contenido de Mn debe ser 1,30% o más. El contenido de Mn es, para un incremento aún mayor de la resistencia, preferiblemente 1,50% o más, más preferiblemente 1,70% o más.

"P: de 0,001 a 0,050%"

P tiende a segregarse en la porción central del espesor de la lámina de la lámina de acero base, y fragiliza una zona de soldadura. Cuando el contenido de P es superior a 0,050%, la zona de soldadura se hace muy frágil, y por lo tanto el contenido de P se limita a 0,50% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de P, el establecimiento del contenido de P en menos de 0,001% acompaña un gran incremento en los costos de fabricación, y por lo tanto 0,001% se establece como el valor límite inferior.

"S: de 0,0001 a 0,0100%"

S afecta de manera negativa la capacidad de soldadura y la capacidad de fabricación durante la colada y la laminación en caliente. Por lo tanto, el valor límite superior del contenido de S se establece en 0,0100% o menos. Además, S se acopla con Mn para formar MnS grueso y disminuye la ductilidad y la capacidad de estiramiento. Por lo tanto, preferiblemente es 0,0050% o menos, más preferiblemente de 0,0025% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de S. Sin embargo, el establecimiento del contenido de S en menos de 0,0001% acompaña un gran incremento en los costos de fabricación, y por lo tanto 0,0001% se establece como el valor límite inferior.

"Al: de 0,005 a 1,500%"

Al suprime la generación de carburo a base de hierro para incrementar la resistencia y la capacidad de conformación de la lámina de acero base. Sin embargo, cuando el contenido de Al es superior a 1,500%, la capacidad de soldadura empeora, y por lo tanto el límite superior del contenido de Al se establece en 1,500%. En vista de esto, el contenido de Al preferiblemente es 1,200% o menos, más preferiblemente 0,900% o menos. Además, si bien Al es un elemento eficaz como un material desoxidante, cuando el contenido de Al es menor que 0,005%, el efecto como el material desoxidante no se puede obtener de manera suficiente, y por lo tanto el límite inferior del contenido de Al es 0,005% o más. Para obtener el efecto desoxidante de manera suficiente, el contenido de Al preferiblemente es 0,010% o más.

"N: de 0,0001 a 0,0100%"

N forma un nitruro grueso y deteriora la ductilidad y la capacidad de estiramiento, y por lo tanto su cantidad añadida debe ser suprimida. Cuando el contenido de N es superior a 0,0100%, esta tendencia se vuelve significativa, y por lo tanto el intervalo de contenido de N se establece en 0,0100% o menos. Además, N provoca la generación de orificio de soplado durante la soldadura, y de este modo una cantidad más pequeña es mejor. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de N, el establecimiento del contenido de N en menos de 0,0001% acompaña un gran incremento en los costos de fabricación, y por lo tanto 0,0001% se establece como el valor límite inferior.

"O: de 0,0001 a 0,0100%"

O forma un óxido y deteriora la ductilidad y la capacidad de estiramiento, y por lo tanto su contenido necesita ser suprimido. Cuando el contenido de O es superior a 0,0100%, el deterioro de la capacidad de estiramiento se vuelve significativo, y por lo tanto el límite superior del contenido de O se establece en 0,0100% o menos. El contenido de O preferiblemente es de 0,0080% o menos, más preferiblemente 0,0060% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de O, el establecimiento del contenido de O en menos de 0,0001% acompaña un gran incremento en los costos de fabricación, y por lo tanto 0,0001% se establece como el límite inferior.

La lámina de acero base que forma la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención puede contener además los siguientes elementos como sea necesario.

"Ti: de desde 0,005 a 0,150%"

Ti es un elemento que contribuye a incrementar la resistencia de la lámina de acero base por medio del fortalecimiento del precipitado, el fortalecimiento de los granos finos por la supresión del crecimiento de granos de cristal de ferrita, y el fortalecimiento de la dislocación a través de la supresión de la recristalización. Sin embargo, cuando el contenido de Ti es superior a 0,150%, la precipitación del carbonitruro se incrementa y se deteriora la capacidad de conformación, y por lo tanto el contenido de Ti preferiblemente es 0,150% o menos. En vista de la capacidad de conformación, el contenido de Ti más preferiblemente es 0,100% o menos, aún más preferiblemente 0,070% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de Ti, el contenido de Ti preferiblemente es 0,005% o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de incremento de la resistencia por Ti. Para incrementar la resistencia de la lámina de acero base, el contenido de Ti más preferiblemente es 0,010% o más, aún más preferiblemente 0,015% o más.

"Nb: de desde 0,005 a 0,150%"

Nb es un elemento que contribuye a incrementar la resistencia de la lámina de acero base por medio del fortalecimiento del precipitado, el fortalecimiento de los granos finos por la supresión del crecimiento de granos de cristal de ferrita, y el fortalecimiento de la dislocación a través de la supresión de la recristalización. Sin embargo, cuando el contenido de Nb es superior a 0,150%, la precipitación del carbonitruro se incrementa y se deteriora la capacidad de conformación, y por lo tanto el contenido de Nb preferiblemente es 0,150% o menos. En vista de la capacidad de conformación, el contenido de Nb más preferiblemente es 0,100% o menos, aún más preferiblemente 0,060% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de Nb, el contenido de Nb preferiblemente es 0,005% o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de incremento de la resistencia por Nb. Para el incremento de la resistencia de la lámina de acero base, el contenido de Nb preferiblemente es de 0,010% o más, aún más preferiblemente de 0,015% o más.

"B: de 0,0001 a 0,0100%"

B suprime la transformación de fase a alta temperatura y es un elemento eficaz para el incremento de la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o Mn. Cuando el contenido de B es superior a 0,0100%, se deteriora la trabajabilidad durante el trabajo en caliente y disminuye la productividad. Por lo tanto, el contenido de B preferiblemente es 0,0100% o menos. En vista de la productividad, el contenido de B más preferiblemente es 0,0050% o menos, aún más preferiblemente 0,0030% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de B, el contenido de B preferiblemente es 0,0001% o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de incremento de la resistencia por B. Para el incremento de la resistencia, el contenido de B preferiblemente es de 0,0003% o más, aún más preferiblemente, 0,0005% o más.

"Cr: de 0,01 a 2,00%"

Cr suprime la transformación de fase a alta temperatura y es un elemento eficaz para el incremento de la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o Mn. Cuando el contenido de Cr es superior a 2,00%, se deteriora la trabajabilidad durante el trabajo en caliente y disminuye la productividad, y por lo tanto el contenido de Cr preferiblemente es 2,00% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de Cr, el contenido de Cr preferiblemente es 0,01% o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de incremento de la resistencia por Cr.

"Ni: de 0,01 a 2,00%"

Ni suprime la transformación de fase a alta temperatura y es un elemento eficaz para el incremento de la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o Mn. Cuando el contenido de Ni es superior a 2,00%, se deteriora la capacidad de soldadura, y por lo tanto el contenido de Ni preferiblemente es de 2,00% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de Ni, el contenido de Ni preferiblemente es de 0,01% o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de incremento de la resistencia por Ni.

"Cu: de 0,01 a 2,00%"

Cu es un elemento que incrementa la resistencia al existir como partículas finas en el acero, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o Mn. Cuando el contenido de Cu es superior a 2,00%, se deteriora la capacidad de soldadura, y por lo tanto el contenido de Cu preferiblemente es de 2,00% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de Cu, el contenido de Cu preferiblemente es de 0,01% o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de incremento de la resistencia por Cu.

"Mo: de 0,01 a 1,00%"

Mo suprime la transformación de fase a alta temperatura y es un elemento eficaz para el incremento de la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o Mn. Cuando el contenido de Mo es superior a 1,00%, se deteriora la trabajabilidad durante el trabajo en caliente y disminuye la productividad. Por lo tanto, el contenido de Mo preferiblemente es 1,00% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de Mo, el contenido de Mo preferiblemente es 0,01% o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de incremento de la resistencia por Mo.

"W: de 0,01 a 1,00%"

W suprime la transformación de fase a alta temperatura y es un elemento eficaz para el incremento de la resistencia, y se puede añadir en lugar de una parte de C y/o Mn. Cuando el contenido de W es superior a 1,00%, se deteriora la trabajabilidad durante el trabajo en caliente y disminuye la productividad, y por lo tanto el contenido de W preferiblemente es 1,00% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de W, el contenido de W preferiblemente es 0,01% o más con el fin de

obtener de manera suficiente el efecto de incremento de la resistencia por W.

"V: de 0,005 a 0,150%"

V es un elemento que contribuye a incrementar la resistencia de la lámina de acero base por medio del fortalecimiento del precipitado, el fortalecimiento de los granos finos por la supresión del crecimiento de granos de cristal de ferrita, y el fortalecimiento de la dislocación a través de la supresión de la recrystalización. Sin embargo, cuando el contenido de V es superior a 0,150%, la precipitación del carbonitruro se incrementa y se deteriora la capacidad de conformación, y por lo tanto el contenido de V preferiblemente es 0,150% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido de V, el contenido de V preferiblemente es 0,005% o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de incremento de la resistencia por V.

"0,0001 a 0,5000% en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf, REM"

Ca, Ce, Mg, Zr, Hf, REM son elementos eficaces para la mejora de la capacidad de conformación, y se pueden añadir uno o más de ellos. Sin embargo, cuando un contenido total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf, REM es superior a 0,5000%, es posible que se deteriore la ductilidad por el contrario. De acuerdo con ello, el contenido total de los elementos preferiblemente es 0,5000% o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior del contenido total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf, REM, el contenido total de estos elementos preferiblemente es 0,0001% o más con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de incremento de la capacidad de conformación de la lámina de acero base. En vista de la capacidad de conformación, el contenido total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf, REM más preferiblemente es 0,0005% o más, aún más preferiblemente, 0,0010% o más.

Se debe tener en cuenta que REM es sinónimo de Metal de Tierras Raras, y se refiere a un elemento que pertenece a la serie de los lantánidos. En la invención presente, REM o Ce se añade a menudo en el metal de Misch, y puede contener elementos de la serie de los lantánidos aparte de La y Ce en una forma compleja. Los efectos de la presente invención se exhiben incluso cuando los elementos de la serie de los lantánidos aparte de La y Ce están contenidos como impurezas inevitables. Además, los efectos de la presente invención se exhiben incluso cuando se añaden los metales La y Ce.

(Estructura de la lámina de acero base)

Las razones para la definición de la estructura de la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención son los siguientes.

"Austenita retenida: 8% o menos"

En la estructura de la lámina de acero base, la austenita retenida se limita a 8% o menos en la fracción de volumen en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base.

La austenita retenida mejora en gran medida la resistencia y la ductilidad, pero por otro lado, se vuelve un punto de partida de la destrucción y deteriora en gran medida la capacidad de flexión. Por consiguiente, en la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, la austenita retenida contenida en la estructura de la lámina de acero base se limita a 8% o menos en la fracción de volumen. Para mejorar aún más la capacidad de flexión de la lámina de acero base galvanizado de alta resistencia, la fracción de volumen de austenita retenida preferiblemente es 5% o menos.

Se debe tener en cuenta que en toda la estructura de la lámina de acero base, la austenita retenida de manera deseable se limita a 8% o menos en la fracción de volumen. Sin embargo, la estructura de metal en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor con un 1/4 del espesor de la lámina de la lámina de acero base en el centro que representa la estructura de toda la lámina de acero base. Por lo tanto, cuando la austenita retenida se limita a 8% o menos en la fracción de volumen en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base, se puede suponer que la austenita retenida sustancialmente se limita a 8% o menos de la fracción de volumen en toda la estructura de la lámina de acero base. Por consiguiente, en la presente invención, se define el intervalo de fracción de volumen de austenita retenida en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base.

Además de que la austenita retenida descrita con anterioridad se limita a 8% o menos en la fracción de volumen, la estructura de la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención preferiblemente contiene, en la fracción de volumen, de 10 a 75% de ferrita, de 10 a 50% en total de cualquiera o ambos de ferrita bainítica y bainita, y de 10 a 50% de martensita revenida en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor con un 1/4 del espesor de la lámina en el centro. Aún más preferiblemente, la martensita fresca se limita a 15% o menos en la fracción de volumen, y la perlita se limita a 5% o menos en la fracción de volumen. Cuando la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención tiene una estructura de este tipo, la curtosia K* de una distribución de la dureza que se describirá más adelante se vuelve - 0,30 o menos, lo que la hace una lámina de acero galvanizado de alta resistencia con una excelente capacidad de

flexión.

Se debe tener en cuenta que de manera similar la estructura de metal de esta ferrita y así sucesivamente de manera deseable está en un intervalo predeterminado en toda la estructura de la lámina de acero base. Sin embargo, la estructura de metal en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor con un 1/4 del espesor de la lámina de la lámina de acero base en el centro que representa toda la estructura de la lámina de acero base. Por lo tanto, cuando de 10 a 75% de ferrita, de 10 a 50% en total de cualquiera o ambos de ferrita bainítica y bainita, y de 10 a 50% de martensita revenida en la fracción de volumen están contenidos en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base, la martensita fresca se limita a 15% o menos en la fracción de volumen, y la perlita se limita a 5% o menos en la fracción de volumen, se puede suponer que la estructura de metal de esta ferrita y así sucesivamente está sustancialmente en un intervalo predeterminado en toda la estructura de la lámina de acero base. Por consiguiente, en la presente invención, el intervalo de fracción de volumen de la estructura de metal de esta ferrita y así sucesivamente se define en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base.

"Ferrita: 10 a 75%"

La ferrita es una estructura eficaz para la mejora de la ductilidad, y está contenida preferiblemente en de 10 a 75% en la fracción de volumen en la estructura de la lámina de acero base. Cuando la fracción de volumen de ferrita es menor que 10%, es posible que no se obtenga una ductilidad suficiente. La fracción de volumen de ferrita contenida en la estructura de la lámina de acero base más preferiblemente es 15% o más, aún más preferiblemente 20% o más en vista de la ductilidad. Además, dado que la ferrita tiene una estructura suave, cuando su fracción de volumen es superior a 75%, es posible que no se pueda obtener una resistencia suficiente. Para incrementar de manera suficiente la resistencia a la tracción de la lámina de acero base, la fracción de volumen de ferrita contenida en la estructura de la lámina de acero base preferiblemente es 65% o menos, más preferiblemente 50% o menos.

"Perlita: 5% o menos"

Cuando hay una gran cantidad de perlita, se deteriora la ductilidad. Por lo tanto, la fracción de volumen de perlita contenida en la estructura de la lámina de acero base preferiblemente se limita a 5% o menos, más preferiblemente 2% o menos.

"De 10 a 50% en total de cualquiera o ambos de ferrita bainítica y bainita"

La ferrita bainítica y bainita tienen una estructura excelente en el equilibrio entre resistencia y ductilidad, y preferiblemente de 10 a 50% de ferrita bainítica y bainita en total en la fracción de volumen están contenidas en la estructura de la lámina de acero base. Además, la ferrita bainítica y bainita tienen una microestructura que tiene una resistencia que está en el medio entre ferrita blanda y martensita dura, y martensita revenida y austenita retenida, y están contenidas preferiblemente en 15% o más en total, más preferiblemente 20% o más en total en vista de la capacidad de flexión. Por otra parte, cuando la fracción de volumen de ferrita bainítica y bainita es superior a 50% en total, la tensión de fluencia incrementa de manera excesiva y la capacidad de fijación de la forma se deteriora, lo que por lo tanto no es preferible. Se debe tener en cuenta que sólo una de ferrita bainítica y bainita puede estar contenida, o ambas pueden estar contenidas.

"Martensita fresca: 15% o menos"

La martensita fresca mejora la resistencia a la tracción en gran medida, pero por el contrario, se vuelve un punto de partida de la destrucción y deteriora en gran medida la capacidad de flexión. De acuerdo con ello, preferiblemente se limitan a 15% o menos en la fracción de volumen en la estructura de la lámina de acero base. Para incrementar la capacidad de flexión, la fracción de volumen de martensita fresca más preferiblemente es 10% o menos, aún más preferiblemente 5% o menos.

"Martensita revenida: de 10 a 50%"

La martensita revenida tiene una estructura que mejora en gran medida la resistencia a la tracción, y puede estar contenida en un 50% o menos en la fracción de volumen en la estructura de la lámina de acero base. En vista de la resistencia a la tracción, la fracción de volumen de martensita revenida preferiblemente es 10% o más. Por otra parte, cuando la fracción de volumen de martensita revenida contenida en la estructura de la lámina de acero base es superior a 50%, la tensión de fluencia se incrementa en exceso y existe la preocupación del deterioro de la capacidad de fijación de la forma, lo que por lo tanto no es preferible.

"Otra estructura"

La estructura de la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención puede contener una estructura tal como cementita gruesa distinta de las estructuras descritas con anterioridad. Sin embargo, cuando hay una gran cantidad de cementita gruesa en la estructura de la lámina de acero base, la capacidad de flexión se deteriora. Por lo tanto, la fracción de volumen de cementita gruesa contenida en la estructura de la lámina de acero base preferiblemente es 10% o menos, más preferiblemente 5% o menos.

Las fracciones de volumen de las estructuras respectivas contenidas en la estructura de la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención se pueden medir por medio de, por ejemplo, el siguiente método.

- 5 En cuanto a la fracción de volumen de austenita retenida, se lleva a cabo una difracción de rayos X en una superficie de observación que es una superficie en paralelo a una superficie de la lámina de la lámina de acero base y a un 1/4 de espesor, y se calcula una fracción de área, que puede entonces ser asumida como la fracción de volumen.

- 10 En cuanto a las fracciones de volumen de ferrita, perlita, ferrita bainítica, bainita, martensita revenida, y martensita fresca contenidas en la estructura de la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, se recoge una muestra de una superficie de observación que es una sección transversal del espesor perpendicular a una superficie de la lámina de la lámina de acero base y en paralelo con una dirección de laminación (dirección de reducción de laminación), la superficie de observación es pulido y grabado con nital, el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor con un 1/4 del espesor de la lámina en el centro se observa con un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM, por su sigla en inglés), y se miden las fracciones de área de las estructuras respectivas, que pueden ser asumidas como las fracciones de volumen de las estructuras respectivas.

- 15 Como se ha descrito con anterioridad, dado que la estructura de metal en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor con un 1/4 del espesor de la lámina de la lámina de acero base en el centro que representa la estructura de toda la lámina de acero base, la estructura de metal de toda la estructura de la lámina de acero base puede ser reconocida por el uso de la fracción de volumen de austenita retenida en 1/4 de espesor de la lámina de acero base y las fracciones de volumen de las estructuras de metal, tal como una estructura de metal de ferrita, y así sucesivamente, en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base.

- 20 La ferrita es una masa de granos de cristal y es una región donde no hay carburo a base de hierro con un eje mayor de 100 nm o más en su interior. Se debe tener en cuenta que la fracción de volumen de la ferrita es la suma de las fracciones de volumen de ferrita restante de la temperatura máxima de calentamiento y la ferrita recién generada en una región de temperatura de transformación de ferrita.

La ferrita bainítica es una agregación de los granos de cristal en forma de listón que no contiene carburo a base de hierro con un eje mayor de 20 nm o más en el interior del listón.

- 25 La bainita es una agregación de los granos de cristal en forma de listón que tiene carburos a base de hierro plural con un eje mayor de 20 nm o más en el interior del listón, y estos carburos pertenecen además a una sola variante, es decir, un grupo carburo a base de hierro que se extiende en la misma dirección. En la presente memoria, el grupo carburo a base de hierro que se extiende en la misma dirección significa los que tienen una diferencia de 5° o menos en la dirección de estiramiento del grupo carburo a base de hierro.

- 30 La martensita revenida es una agregación de los granos de cristal en forma de listón que tiene carburos a base de hierro plural con un eje mayor de 20 nm o más en el interior del listón, y estos carburos pertenecen además a variantes plurales, es decir, grupos carburo a base de hierro plural que se extienden en diferentes direcciones.

Se debe tener en cuenta que la bainita y la martensita revenida se pueden distinguir con facilidad por medio de la observación de los carburos a base de hierro en los granos de cristal en forma de listón por el uso de un FE-SEM y la comprobación de las direcciones de estiramiento de las mismas.

- 35 Además, la martensita fresca y la austenita retenida no se corroen de manera suficiente por medio de grabado con nital. Por lo tanto, se distinguen claramente de las estructuras descritas con anterioridad (ferrita, ferrita bainítica, bainita, martensita revenida) en observación con el FE-SEM.

Por lo tanto, la fracción de volumen de la martensita fresca se obtiene como una diferencia entre la fracción de área de una región no corroída observada con el FE-SEM y la fracción de área de austenita retenida medido con rayos X.

(Curtosis K* de la distribución de la dureza)

- 45 En la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, la curtosis K* de la distribución de la dureza de un intervalo predeterminado de la lámina de acero base es de -0,30 o menos. En la presente memoria, la distribución de la dureza en la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención se define de acuerdo con lo presentado a continuación. De manera específica, las regiones de medición plurales con un diámetro de 1 µm o menos se establecen en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base, y se mide la dureza en las regiones de medición plurales. Entonces, los valores de medición de las respectivas regiones de medición están dispuestos en un orden ascendente para obtener la distribución de la dureza. Entonces, se obtiene un número entero N0,02, que es un número que se obtiene por medio de la multiplicación de un número total de valores de medición de la dureza por 0,02 y el redondeo de este número cuando incluye una fracción. Entonces, la dureza de un valor de medición que es el N0,02-ésimo más grande a partir de un valor de medición de la dureza mínimo se toma como la dureza de 2%. Además, se obtiene un número entero N0,98, que es un número que se obtiene por medio de la multiplicación de un número total de valores de medición de la dureza por 0,98 y el redondeo

de este número cuando incluye una fracción. Entonces, la dureza de un valor de medición que es el N0,98-ésimo más grande a partir de un valor de medición de la dureza mínimo se toma como la dureza de 98%. Luego, en la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, la curtosis K* de la distribución de la dureza entre la dureza de 2% y la dureza de 98% se establece en el intervalo por debajo de -0,30 o menos.

5 De manera específica, por ejemplo, cuando las regiones de medición con un diámetro de 1 μm o menos se establecen en 1000 posiciones en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base, y la dureza se mide en regiones de medición en estos 1000 puntos "el número total de los valores de medición de la dureza" es 1000. A continuación, la distribución de la dureza se puede obtener por medio de la disposición de los valores de medición de la dureza medida en las respectivas regiones de medición en estos 1000 puntos en un orden ascendente.

En este caso, un número que resulta de la multiplicación del número total de valores de medición de la dureza (es decir, 1000) por 0,02 (= 20) es el "número entero N0,02". Luego, en la distribución de la dureza obtenida, la dureza del N0,02-ésimo (es decir, vigésimo) valor de medición más grande a partir del valor de medición de la dureza mínima es la dureza de 2%.

15 Además, de manera similar, un número que resulta de la multiplicación del número total de valores de medición de la dureza (es decir, 1000) por 0,98 (= 980) es el "número entero N0,98". Luego, en la distribución de la dureza obtenida, la dureza del N0,98-ésimo (es decir, 980-ésimo) valor de medición más grande a partir del valor de medición de la dureza mínima es la dureza de 98%.

20 Se debe tener en cuenta que si bien se ha descrito el caso en que el número total de valores de medición de la dureza es 1000, cuando el número total de valores de medición de la dureza es 2000 (es decir, cuando la dureza se mide en 2000 puntos), el "número entero N0,02" es 40 y el "número entero N0,98" es 1960. A continuación, la dureza del 40-ésimo valor de medición más grande a partir del valor de medición de la dureza mínima es la dureza de 2%, y la dureza del 1960-ésimo valor de medición más grande es la dureza de 98%.

25 Además, cuando el "número entero N0,02" se obtiene por medio del procedimiento descrito con anterioridad, si el número que se obtiene por medio de la multiplicación por 0,02 incluye una fracción, un número que se obtiene al redondear hasta después del punto decimal es el "número entero N0,02". Del mismo modo, cuando se obtiene el "número entero N0,98", si el número que se obtiene por medio de la multiplicación por 0,98 incluye una fracción, un número que se obtiene al redondear hasta después del punto decimal es el "número entero N0,98".

30 En la presente memoria, la "dureza" que se utiliza para la distribución de la dureza en la presente invención significa un valor de medición medido por medio del siguiente método. De manera específica, un medidor de microdureza dinámico que tiene un indentador piramidal triangular de tipo Berkovich se utiliza para medir la dureza por medio de un método de medición de la profundidad de empuje con una carga de empuje de 1 g de peso. Se debe tener en cuenta que la posición de medición de la dureza está en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base con 1/4 del espesor de la lámina en el centro en la sección transversal del espesor en paralelo con la dirección de laminación de la lámina de acero base. Además, el número total de los valores de medición de la dureza se encuentra en el intervalo de 100 a 10000, preferiblemente 1000 o más.

35 En la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, la curtosis K* de la distribución de la dureza descrita con anterioridad entre la dureza de 2% y la dureza de 98% es de -0,30 o menos, y hay una pequeña dispersión en la distribución de la dureza en la lámina de acero base. Por lo tanto, un límite donde las regiones que difieren en gran medida en cuanto a la dureza están en contacto unas con otras disminuye, y se puede obtener una excelente capacidad de flexión. Para obtener una capacidad de flexión más excelente, la curtosis K* preferiblemente es -0,40 o menos, más preferiblemente -0,50 o menos. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite inferior de la curtosis K*, es difícil a partir de experiencias hacer que K* sea -1,20 o menos, que por lo tanto se establece como el límite inferior. Sin embargo, en la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, esta curtosis K* puede ser más de -0,40, y por ejemplo, puede ser de -0,35 a -0,38.

Se debe tener en cuenta que la curtosis K* es un número que se obtiene con la siguiente ecuación a partir de datos de los valores de medición de la dureza en las regiones de medición plurales, y es un valor evaluado por medio de la comparación de una distribución de frecuencia de los datos con una distribución normal. Cuando la curtosis se vuelve un valor negativo, representa que una curva de distribución de frecuencia de los datos es relativamente plana y significa que cuanto mayor sea el valor absoluto de la misma, más se desvía de la distribución normal.

[Ecuación 1]

$$K^* = \left\{ \frac{(N_{0,98} - N_{0,02} + 1)(N_{0,98} - N_{0,02} + 2)}{(N_{0,98} - N_{0,02})(N_{0,98} - N_{0,02} - 1)(N_{0,98} - N_{0,02} - 2)} \right\} \cdot \sum_{i=N_{0,02}}^{N_{0,98}} \left(\frac{H_i H_*}{s^*} \right)^4 - \frac{3(N_{0,98} - N_{0,02})^2}{(N_{0,98} - N_{0,02} - 1)(N_{0,98} - N_{0,02} - 2)}$$

Se debe tener en cuenta que en la ecuación anterior, Hi indica la dureza del i-ésimo punto de medición más grande desde el valor de medición de la dureza mínima, H* indica la dureza promedio del N0,02-ésimo punto de medición más grande al N0,98-ésimo punto de medición más grande a partir de la dureza mínima, y s* indica una desviación

estándar del N0,02-ésimo punto de medición más grande al N0,98-ésimo punto de medición más grande de la dureza mínima.

(Relación de dureza Vickers entre la capa superficial y 1/4 de espesor de la lámina de acero base)

Además, en la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, una relación entre la dureza Vickers de una capa superficial de la lámina de acero base y la dureza Vickers de 1/4 de espesor de la lámina de acero base "(dureza Vickers de la capa superficial)/(dureza Vickers de 1/4 de espesor)" es de 0,35 a 0,70. Se debe tener en cuenta que en la presente invención, la "dureza Vickers de la capa superficial de la lámina de acero base" significa la dureza Vickers en el punto que entra en el lado de la lámina de acero base por 10 µm desde la interfaz entre una superficie de la lámina de acero base y la capa galvanizada aleada.

La dureza Vickers de una capa superficial de la lámina de acero base y la dureza Vickers de 1/4 de espesor de la lámina de acero base se puede medir por medio de un método que se describirá a continuación. De manera específica, la dureza Vickers se mide en cinco puntos separados por 1 mm o más entre sí en la dirección de laminación de la lámina de acero base en cada uno de los puntos que entran en el lado de la lámina de acero base por 10 µm desde la interfaz entre la superficie de la lámina de acero base y la capa de galvanizado aleado y el punto de 1/4 de espesor de la lámina de acero base, el valor máximo y el valor mínimo se descartan, y se emplea el valor promedio de tres posiciones restantes. En la medición de la dureza Vickers, la carga es de 100 gf.

En la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, dado que la relación entre la dureza Vickers de una capa superficial de la lámina de acero base y la dureza Vickers de 1/4 de espesor de la lámina de acero base está en el intervalo descrito con anterioridad, la dureza Vickers de la capa superficial de la lámina de acero base es lo suficientemente baja en comparación con la dureza Vickers de 1/4 de espesor, y la capa superficial de la lámina de acero base tiene una microestructura excelente en cuanto a su ductilidad. En consecuencia, se evita la formación de cuellos en el lado de la lámina de acero base en la interfaz entre la superficie de la lámina de acero base y la capa de galvanizado aleado en el caso donde se lleva a cabo la flexión de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia, y la formación de cuellos en la interfaz entre la superficie de la lámina de acero base y la capa de galvanizado aleado no se produce con facilidad.

Cuando la relación entre la dureza Vickers de una capa superficial de la lámina de acero base y la dureza Vickers de 1/4 de espesor de la lámina de acero base es superior a 0,70, la capa superficial de la lámina de acero base es dura y la formación de cuellos en la superficie de la lámina de acero base no se puede prevenir de manera suficiente, lo que por lo tanto da lugar a una capacidad de flexión insuficiente. Para obtener una capacidad de flexión más excelente, la relación entre la dureza Vickers de una capa superficial de la lámina de acero base y la dureza Vickers de 1/4 de espesor de la lámina de acero base preferiblemente es 0,60 o menos. Además, cuando la relación entre la dureza Vickers de una capa superficial de la lámina de acero base y la dureza Vickers de 1/4 de espesor de la lámina de acero base es menor que 0,35, se deteriora la capacidad de estiramiento. Para obtener una buena capacidad de estiramiento, la relación entre la dureza Vickers de una capa superficial de la lámina de acero base y la dureza Vickers de 1/4 de espesor de la lámina de acero base preferiblemente es de 0,38 o más.

(Capa de galvanizado aleado)

En la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, una capa de galvanizado aleado está formada en la superficie de la lámina de acero base. Un cuerpo principal de la capa de galvanizado aleado es una aleación de Fe-Zn formada por medio de la difusión de Fe en el acero en el chapado de zinc por medio de una reacción de aleación, y el contenido de hierro en la capa de galvanizado aleado es de 8 a 12% en % en masa. En la presente invención, dado que el contenido de hierro en la capa de galvanizado aleado es de 8 a 12%, la destrucción y la descamación de la capa de galvanizado aleado se puede prevenir de manera suficiente cuando se lleva a cabo la flexión en la lámina de acero galvanizado de alta resistencia. El contenido de hierro en la capa de galvanizado aleado es 8,0% o más para asegurar una buena resistencia al desprendimiento, y preferiblemente es 9,0% o más. Además, el contenido de hierro en la capa de galvanizado aleado es 12,0% o menos para asegurar una buena resistencia a la pulverización, y preferiblemente es 11,0% o menos. Además, la capa galvanizada aleada puede contener Al como impureza.

La capa de galvanizado aleado puede contener uno o más de Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi, Sr, I, Cs, REM, o se pueden mezclar en los mismos. Cuando la capa de galvanizado aleado contiene uno o más de los elementos anteriores o los tienen mezclados en ellos, los efectos de la presente invención no se ven afectadas, e incluso puede haber casos en los que mejoran la resistencia a la corrosión, la trabajabilidad, y/o similares en función de su contenidos, y por lo tanto son preferibles.

El peso del revestimiento de la capa de galvanizado aleado no está en particular limitado, pero de manera deseable es 20 g/m² o más en vista de la resistencia a la corrosión y 150 g/m² o menos en vista de la economía. Además, un espesor promedio de la capa de galvanizado aleado es de 1,0 µm o más y 50 µm o menos. Cuando es menor que 1,0 µm, no se puede obtener una resistencia a la corrosión suficiente. Preferiblemente, es 2,0 µm o más. Por otro lado, cuando es más de 50,0 µm, la resistencia de la lámina de acero se ve afectada, lo que por lo tanto no es preferible. En vista de los costos de las materias primas, el espesor de la capa de galvanizado aleado es cuanto más

delgado mejor, preferiblemente 30,0 µm o menos.

Por otra parte, una o ambas de una película de revestimiento constituida por un óxido de fósforo y una película de revestimiento constituida por un óxido compuesto que contiene fósforo puede estar formada en la superficie de la capa de galvanizado aleado.

5 (Método de fabricación)

A continuación, un método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención se describirá en detalle.

Para fabricar la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, en primer lugar, se fabrica una lámina de acero que será la lámina de acero base. Para la fabricación de la lámina de acero, en primer lugar, una losa que tiene los componentes químicos descritos con anterioridad (composición) se funde. Entonces, se lleva a cabo un paso de laminación en caliente, que incluye el calentamiento a 1050 °C o más, la terminación de la laminación en caliente a una temperatura de laminación en caliente de acabado de 880 °C o más, y el bobinado en una región de temperatura de 750 °C o menos.

(Paso de laminación en caliente)

Como la losa a ser sometida al paso de laminación en caliente, se puede utilizar una losa de colada continua o una losa producida por una máquina de colada delgada o similar. El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención es compatible con un proceso como el de laminación de colada directa continua (CC-DR, por su sigla en inglés), en el que la laminación en caliente se lleva a cabo inmediatamente después de la colada.

En el paso de laminación en caliente, la temperatura de calentamiento de la losa debe ser 1050 °C o más. Cuando la temperatura de calentamiento de la losa es de manera excesiva baja, la temperatura de laminación de acabado se hace menor que un punto de transformación Ar_3 , y se lleva a cabo la laminación con una región de dos fases de ferrita y austenita. Por lo tanto, se genera una estructura de grano dúplex con una estructura de laminación en caliente heterogénea, y una estructura heterogénea no se resolverá incluso después de someterse al paso de laminación en frío y el paso de recocido continuo, lo que da como resultado una lámina de acero base con mala ductilidad y capacidad de flexión. Además, la disminución de la temperatura de calentamiento de la losa conduce a incremento excesivo de la carga de laminación, y existe una preocupación de una dificultad en la laminación, lo que provoca una forma defectuosa de la lámina de acero base después de la laminación, y similares. Si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite superior de la temperatura de calentamiento de la losa, no es preferible establecer una temperatura de calentamiento excesivamente alta en vista de la economía, y por lo tanto el límite superior de la temperatura de calentamiento de la losa de manera deseable es de 1350 °C o menos.

Se debe tener en cuenta que el punto de transformación Ar_3 se calcula con la siguiente fórmula.

$$Ar_3 = 901 - 325 \times C + 33 \times Si - 92 \times (Mn + Ni/2 + Mo/2) + 52 \times Al$$

En esta fórmula, C, Si, Mn, Ni, Cr, Cu, Mo, Al representan los contenidos de los elementos respectivos [% en masa]. Cuando un elemento no está contenido, se calcula como 0.

Además, la temperatura de laminación en caliente de acabado debe ser 880 °C o más. Cuando la temperatura de laminación en caliente de acabado es menor que 880 °C, la carga de laminación durante la laminación de acabado se hace alta, y existe una preocupación de dificultar la laminación en caliente, lo que provoca una forma defectuosa de la lámina de acero laminada en caliente para ser obtenida después de laminación en caliente, y similares. Además, la temperatura de laminación en caliente de acabado de la laminación en caliente preferiblemente es igual o mayor que el punto de transformación Ar_3 . Cuando la temperatura de laminación en caliente de acabado es menor que el punto de transformación Ar_3 , la laminación en caliente se vuelve una laminación de dos fases de ferrita y austenita, y la estructura de la lámina de acero laminada en caliente puede llegar a ser una estructura de grano dúplex heterogénea.

Por otro lado, si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite superior de la temperatura de laminación en caliente de acabado, cuando se establece una temperatura de laminación en caliente de acabado excesivamente alta, la temperatura de calentamiento de la losa se debe establecer excesivamente alta con el fin de asegurar esta temperatura. Por lo tanto, el límite superior de la temperatura de laminación en caliente de acabado de manera deseable es de 1000 °C o menos.

Para evitar un incremento excesivo en el espesor del óxido formado en la superficie de la lámina de acero laminada en caliente y el deterioro de la propiedad de capacidad de selección, se establece una temperatura de bobinado de 750 °C o menos. Para incrementar aún más la capacidad de selección, la temperatura de bobinado preferiblemente es de 720 °C o menos, más preferiblemente 700 °C o menos.

Por otro lado, cuando la temperatura de bobinado es menor que 500 °C, la resistencia de la lámina de acero laminada en caliente se incrementa de manera excesiva y dificulta la laminación en frío, y por lo tanto la temperatura de bobinado es de 500 °C o más. Para reducir una carga de laminación en frío, la temperatura de bobinado preferiblemente es de 550 °C o más, más preferiblemente 600 °C o más.

- 5 A continuación, preferiblemente, se lleva a cabo el decapado de la lámina de acero laminada en caliente fabricada de este modo. El decapado es para eliminar los óxidos en las superficies de la lámina de acero laminada en caliente, y por lo tanto es importante para mejorar capacidad de plateado de la lámina de acero base. Además, el decapado puede ser una vez o se puede llevar a cabo una pluralidad de veces por separado.

(Paso de laminación en frío)

- 10 Si bien también es posible someter la lámina de acero laminada en caliente después del decapado como está a un paso de recocido continuo, un paso de laminación en frío se puede llevar a cabo en la lámina de acero laminada en caliente decapada con el propósito del ajuste del espesor y/o la corrección de la forma de la lámina. Cuando se lleva a cabo el paso de laminación en frío, una relación de reducción se establece preferiblemente en el intervalo de 30 a 75% con el fin de obtener una lámina de acero base que tiene una excelente forma con alta precisión del espesor de la lámina. Cuando la relación de reducción es menor que 30%, es difícil mantener su forma plana, posiblemente da como resultado una mala ductilidad del producto final. La relación de reducción en el paso de laminación en frío preferiblemente es 40% o más, más preferiblemente 45% o más. Por otro lado, en la laminación en frío con una relación de reducción de más del 75%, una carga de laminación en frío se vuelve demasiado grande y hace que la laminación en frío sea difícil. Por lo tanto, la relación de reducción preferiblemente es 75% o menos. En vista de la carga de laminación en frío, la relación de reducción más preferiblemente es 70% o menos.

Se debe tener en cuenta que en el paso de laminación en frío, los efectos de la presente invención se exhiben sin definir en particular el número de veces de pasadas de laminación en frío y una relación de reducción de cada de laminación.

(Paso de recocido continuo)

- 25 A continuación, se lleva a cabo un paso de recocido continuo en el que la lámina de acero laminada en caliente obtenida después del paso de laminación en caliente o la lámina de acero laminada en frío obtenida después del paso de laminación en frío se hace pasar a través de una línea de recocido continuo. En el paso de recocido continuo de la presente invención, la lámina de acero se calienta en un intervalo de temperatura entre 600 °C y el punto de transformación Ac_1 a una tasa promedio de calentamiento de 1 °C/segundo o más. Luego, la lámina de acero se mantiene durante 20 segundos a 600 segundos a una temperatura de recocido entre (el punto de transformación $Ac_1 + 40$) °C y el punto de transformación Ac_3 y en una atmósfera en la que el logaritmo (presión parcial de agua/presión parcial de hidrógeno) es de -3,0 a 0,0, y el proceso de deformación por flexión e inflexión se aplica dos o más veces a la lámina de acero por el uso de un rodillo con un radio de 800 mm o menos, para de este modo llevar a cabo un tratamiento con el fin de hacer que una diferencia en la cantidad de tensión acumulada entre una superficie delantera y trasera sea de 0,0050 o menos. A partir de ese entonces, la lámina de acero se enfría en el intervalo de temperatura de 740 °C a 650 °C a una tasa promedio de enfriamiento de 1,0 a 5,0 °C/segundo.

- En la presente invención, por medio de la realización del paso de recocido continuo, se controla una distribución de la cantidad de C en el interior de la lámina de acero laminada en caliente o la lámina de acero laminada en frío, se asegura la dureza dentro de la lámina de acero laminada en frío, y mientras tanto la dureza de una capa superficial se hace moderadamente baja.

- En el paso de recocido continuo, en primer lugar, la lámina de acero laminada en caliente obtenida después del paso de laminación en caliente o la lámina de acero laminada en frío obtenida después del paso de laminación en frío se calienta a la tasa promedio de calentamiento de 1 °C/segundo o más en el intervalo de temperatura entre 600 °C y el punto de transformación Ac_1 . Cuando la temperatura de la lámina de acero se vuelve 600 °C o más, comienza la descarburación de la lámina de acero. En el intervalo de temperatura entre 600 °C y el punto de transformación Ac_1 , el hierro contenido en la lámina de acero es el mismo hierro bcc tanto en el interior como en la superficie. En la presente invención, el hierro bcc es un nombre genérico de ferrita, bainita, ferrita bainítica, y martensita que tiene una red cúbica centrada en el cuerpo.

- En el intervalo de temperatura entre 600 °C y el punto de transformación Ac_1 , dado que todo el hierro contenido en la lámina de acero es hierro bcc, no sólo el carbono en una capa superficial de la lámina de acero, sino también el carbono en una porción central de la lámina de acero puede escapar con facilidad de una capa más externa. Cuando la tasa promedio de calentamiento en el intervalo de temperatura entre 600 °C y el punto de transformación Ac_1 es de menos de 1 °C/segundo, se necesita mucho tiempo para que la lámina de acero alcance el punto de transformación Ac_1 de 600 °C, y por lo tanto hay una posibilidad de que la cantidad de C se escape de la lámina de acero si el intervalo de temperatura entre 600 °C y el punto de transformación Ac_1 se hace demasiado grande, lo que da como resultado una resistencia insuficiente de la lámina de acero galvanizado. Para asegurar la resistencia de la lámina de acero galvanizado, la tasa promedio de calentamiento en el intervalo de temperatura entre 600 °C y el punto de transformación Ac_1 preferiblemente es de 2 °C/segundo o más. Si bien no sería un problema cuando no se

define en especial el límite superior de la tasa promedio de calentamiento entre 600 °C y el punto de transformación Ac_1 , preferiblemente es 100 °C/segundo o menos en vista del costo.

A partir de ese entonces, la lámina de acero que ha alcanzado el punto de transformación Ac_1 se calienta de manera adicional, y la lámina de acero se mantiene a una temperatura de recocido entre (el punto de transformación $Ac_1 + 40$) °C y el punto de transformación Ac_3 y en una atmósfera en la que el logaritmo (presión parcial de agua/presión parcial de hidrógeno) es -3,0 a 0,0 durante 20 segundos a 600 segundos, y el proceso de deformación por flexión e inflexión se aplica dos o más veces a la lámina de acero por el uso de un rodillo con un radio de 800 mm o menos, para este modo de llevar a cabo el recocido con el fin de hacer que una diferencia en la cantidad de tensión acumulada entre una superficie delantera y trasera sea de 0,0050 o menos.

En la región de temperatura (temperatura de recocido) entre (el punto de transformación $Ac_1 + 40$) °C y el punto de transformación Ac_3 , la lámina de acero está en un estado en el que una microestructura en la capa superficial de la lámina de acero es hierro bcc y una microestructura en la porción central de la lámina de acero es austenita. En comparación con el hierro bcc, más carbono se puede disolver en forma sólida en austenita. En consecuencia, el carbono no se difunde con facilidad de austenita a hierro bcc, pero desactiva con facilidad de hierro bcc hacia el exterior o a austenita. Por lo tanto, a la temperatura de recocido, el carbono en la porción central de la lámina de acero se mantiene en la porción central, una parte del carbono en la capa superficial de la lámina de acero se difunde a la porción central, y el resto se escapa de la capa más externa. Por lo tanto, la lámina de acero tiene, como resultado, una distribución de manera tal que la cantidad de carbono en la porción central es mayor que en la capa superficial.

Cuando la temperatura de recocido es menor que (el punto de transformación $Ac_1 + 40$) °C, el carbono no se difunde con facilidad del hierro bcc hacia el exterior o a austenita, y la distribución de la cantidad de C en la lámina de acero no se vuelve más grande en la porción central de la capa superficial. Por lo tanto, la temperatura de recocido preferiblemente es (el punto de transformación $Ac_1 + 50$) °C o más, más preferiblemente (el punto de transformación $Ac_1 + 40$) °C o más. Además, cuando la temperatura de recocido es superior al punto de transformación Ac_3 , el hierro bcc puede no existir, la dureza de la capa superficial es difícil de controlar, y la fracción de volumen de la austenita retenida se incrementa, lo cual de este modo deteriora la capacidad de flexión. Por lo tanto, la temperatura de recocido preferiblemente es ($Ac_3 - 10$) °C o menos, más preferiblemente ($Ac_3 - 15$) °C o menos.

En la presente invención, la atmósfera para la realización del recocido está configurada de manera tal que el logaritmo (presión parcial de agua/presión parcial de hidrógeno) sea de -3,0 a 0,0. Al hacer que el logaritmo de la relación entre la presión parcial de agua y la presión parcial de hidrógeno sea de -3,0 a 0,0, se facilita moderadamente la descarburación de la capa superficial de la lámina de acero por medio de la forma de realización de recocido. Cuando el logaritmo de la relación entre la presión parcial de agua y la presión parcial de hidrógeno es menor que -3,0, la descarburación de la capa superficial de la lámina de acero por medio de la realización de recocido se vuelve insuficiente. Para facilitar la descarburación, el logaritmo de la relación entre la presión parcial de agua y la presión parcial de hidrógeno preferiblemente es de -2,5 o más. Cuando el logaritmo de la relación entre la presión parcial de agua y la presión parcial de hidrógeno es más de 0,0, la descarburación de la capa superficial de la lámina de acero por medio de la realización de recocido se facilita en exceso, y es posible que la resistencia de la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado se vuelva insuficiente. Para asegurar la resistencia de la lámina de acero base, el logaritmo de la relación entre la presión parcial de agua y la presión parcial de hidrógeno preferiblemente es de -0,5 o menos. Aún más preferiblemente, la atmósfera para la realización de recocido incluye nitrógeno, vapor de agua e hidrógeno y está constituida principalmente por nitrógeno y oxígeno puede estar contenido además de nitrógeno, vapor de agua e hidrógeno.

En la presente invención, el tiempo de retención en la temperatura de recocido y la atmósfera descrita con anterioridad es de 20 segundos a 600 segundos. Cuando el tiempo de retención es menor que 20 segundos, la cantidad de difusión de carbono de hierro bcc hacia el exterior o a austenita se vuelve insuficiente. Para asegurar la cantidad de difusión de carbono a partir de hierro bcc, el tiempo de retención preferiblemente es de 35 segundos o más, más preferiblemente 50 segundos o más. Además, cuando el tiempo de retención es superior a 600 segundos, la cantidad de carbono que escapa de la capa más externa se hace grande, y la dureza de la capa superficial disminuye de manera excesiva. Para asegurar la dureza de la capa superficial, el tiempo de retención preferiblemente es de 450 segundos o menos, más preferiblemente de 300 segundos o menos.

Durante la realización del recocido, el proceso de deformación por flexión e inflexión se lleva a cabo dos o más veces por el uso de un rodillo con un radio de 800 mm o menos a la temperatura de recocido y en la atmósfera anterior, con el fin de hacer que una diferencia en la cantidad de tensión acumulada entre una superficie delantera y trasera sea de 0,0050 o menos. A través de este proceso de deformación por flexión e inflexión, la tensión se introduce en la capa superficial de una lámina de acero para ser la lámina de acero base, y la capa más externa se transforma en hierro bcc de manera eficiente. En la presente invención, dado que se hace que la diferencia en la cantidad de tensión acumulada entre la superficie delantera y trasera sea de 0,0050 o menos, el sesgo en capacidad de flexión entre la superficie delantera y trasera en la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado finalmente obtenida se hace suficientemente pequeño. Por otra parte, cuando la cantidad de tensión introducida en la capa superficial de la lámina de acero es sesgada a una de la superficie delantera y trasera y la diferencia en la cantidad de tensión acumulada entre la superficie delantera y trasera es superior a 0,0050, una distribución de la

dureza en la superficie delantera y trasera se vuelve desequilibrada, lo que da como resultado diferente capacidad de flexión en la superficie delantera y trasera en la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado finalmente obtenida, lo que no es preferible. La diferencia en la cantidad de tensión acumulada entre la superficie delantera y trasera de la lámina de acero es cuánto más pequeña mejor, preferiblemente 0,0030 o menos.

- 5 Además, si bien no hay ningún límite superior particular del número de veces del proceso de deformación por flexión e inflexión, la forma de la lámina de acero no se puede mantener cuando la cantidad de tensión acumulada entre la superficie delantera y trasera de la lámina de acero es superior a 0,100, y por lo tanto la cantidad de tensión acumulada entre la superficie delantera y trasera preferiblemente está en el intervalo de 0,100 o menos.

- 10 El rodillo utilizado para el proceso de deformación por flexión e inflexión tiene un radio de 800 mm o menos. Al tener el radio del rodillo de 800 mm o menos, la deformación se puede introducir con facilidad en la capa superficial de la lámina de acero. Cuando el radio del rodillo es mayor que 800 mm, la tensión no se puede introducir de manera suficiente en la superficie de la lámina de acero, la capa superficial no se transforma en hierro bcc, y por lo tanto la dureza de la capa superficial no se vuelve lo suficientemente baja.

- 15 En el proceso de deformación por flexión e inflexión, la flexión se lleva a cabo una pluralidad de veces en la que la cantidad de tensión proporcionada por un momento de flexión en una parte exterior de flexión está limitada en el intervalo de 0,0007 o más a 0,091 o menos por la tensión de tracción. Para permitir una transformación de fase suficiente, la cantidad de tensión proporcionada por un momento de flexión preferiblemente es 0,0010 o más en la parte exterior de flexión. Cuando la cantidad de tensión proporcionada en la parte exterior de flexión por un momento de flexión es superior a 0,091, no se puede mantener la forma de la lámina de acero. En vista de esto, la cantidad de
20 tensión proporcionada en la parte exterior de flexión por uno momento de flexión preferiblemente es 0,050 o menos, más preferiblemente 0,025 o menos.

- Además, mientras que la transformación de ferrita en la capa superficial de la lámina de acero procede por el proceso de deformación por flexión e inflexión en la proximidad de la más alta temperatura de recocido, en el interior de la lámina de acero donde la tensión es pequeña, la transformación de ferrita se retrasa y la relación de austenita se incrementa, y se produce una diferencia de dureza entre la capa superficial y la parte interior (1/4 de espesor). Para hacer que se produzca una diferencia efectiva en la dureza entre la capa superficial y la parte interior (1/4 de espesor), el espesor de la lámina de la lámina de acero de manera deseable es de 0,6 mm o más y 5,0 mm o menos. Cuando es menos de 0,6 mm, es difícil mantener la forma de la lámina de acero. Cuando es más de 5,0 mm, es difícil controlar la temperatura de la lámina de acero, y no se pueden obtener las características diana. Además,
30 cuando el diámetro del rodillo es de más de 800 mm, no se puede introducir una tensión suficiente en la capa superficial de la lámina de acero. Si bien el límite inferior del diámetro del rodillo no está establecido en particular, 50 mm o más es preferible debido a que los costos de mantenimiento del equipo se incrementan cuando se utiliza un rodillo de menos de 50 mm.

- A continuación, la lámina de acero después de que se lleva a cabo el proceso de deformación por flexión e inflexión se enfría a la tasa promedio de enfriamiento de 1,0 a 5,0 °C/segundo en el intervalo de temperatura de 740 °C a 650 °C. Por lo tanto, la ferrita, que es hierro bcc se genera en la microestructura en la porción central de la lámina de acero, y para acompañar esto, una parte de C se difunde desde la porción central de la lámina de acero a la porción de la capa superficial. Por lo tanto, una diferencia de concentración en la cantidad de C entre la porción central y la capa superficial de la lámina de acero se hace pequeña, y la distribución de la cantidad de C en la lámina de acero
40 corresponde al intervalo de la relación entre la dureza Vickers de la capa superficial y la dureza Vickers de 1/4 de espesor "(dureza Vickers de la capa superficial)/(dureza Vickers de 1/4 de espesor)" en la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención.

- Cuando la tasa promedio de enfriamiento en el intervalo de temperatura de 740 °C a 650 °C es menor que 1,0 °C/segundo, el tiempo de retención en el intervalo de temperatura de 740 °C a 650 °C se hace larga y se genera una gran cantidad de ferrita. Por lo tanto, se facilita la difusión de C desde la porción central de la lámina de acero a la porción de la capa superficial, y la diferencia entre la dureza de la porción central y la dureza de la capa superficial de la lámina de acero se vuelve insuficiente. Además, cuando la tasa promedio de enfriamiento en el intervalo de temperatura de 740 °C a 650 °C es superior a 5,0 °C/segundo, la cantidad de ferrita generada en la microestructura de la porción central de la lámina de acero es insuficiente, y la diferencia de concentración de la cantidad de C entre
50 la porción central y la capa superficial de la lámina de acero es demasiado grande.

- Se debe tener en cuenta que cuando la lámina de acero se enfría a la tasa promedio de enfriamiento de 1,0 a 5,0 °C/segundo en el intervalo de temperatura de 740 °C a 650 °C después de que se lleva a cabo el proceso de deformación por flexión e inflexión, preferiblemente, está en una atmósfera en la que el logaritmo (presión parcial de agua/presión parcial de hidrógeno) es -3,0 o menos. Por lo tanto, se puede detener la difusión de C de la porción de la capa superficial de la lámina de acero al exterior en el intervalo de temperatura de 740 °C a 650 °C, C en la porción de la capa superficial se puede incrementar de manera más eficiente, y se puede asegurar la resistencia de la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia.

A continuación, en esta forma de realización, en el intervalo de temperatura de 650 °C a 500 °C, la lámina de acero se puede enfriar a una tasa promedio de enfriamiento de 5 a 200 °C/segundo. Por medio del enfriamiento de la

lámina de acero a un intervalo de temperatura de 500 °C o menos, se detiene el crecimiento de ferrita en la microestructura de la porción central de la lámina de acero, y se detiene la difusión de C a través de una larga distancia entre la porción central y la porción de la capa superficial de la lámina de acero.

Cuando la tasa promedio de enfriamiento en el intervalo de temperatura de 650 °C a 500 °C es menor que 5 °C/segundo, se genera una gran cantidad de perlita y/o carburo a base de hierro, y por lo tanto la austenita retenida se vuelve insuficiente. En vista de esto, la tasa promedio de enfriamiento preferiblemente es 7,0 °C/segundo o más, más preferiblemente 8,0 °C/segundo o más. Por otro lado, si bien los efectos de la presente invención se exhiben sin establecer en particular el límite superior de la tasa promedio de enfriamiento en el intervalo de temperatura de 650 °C a 500 °C, se necesita un equipo especial para hacer que la tasa promedio de enfriamiento sea superior a 200 °C, y por lo tanto el límite superior de la tasa de enfriamiento se establece en 200 °C/segundo a la vista de los costos.

A continuación, en esta forma de realización, la lámina de acero se mantiene preferiblemente durante 15 a 1000 segundos en el intervalo de temperatura de 500 °C a 400 °C. Por lo tanto, la lámina de acero que será la lámina de acero base obtiene cantidades preferibles de austenita retenida, bainita, y/o ferrita bainítica. A 400 °C o menos, la transformación de bainita procede en exceso, procede la concentración de C a austenita retenida, y por lo tanto permanece una gran cantidad de austenita retenida. Por lo tanto, se hace difícil hacer que la fracción de volumen de austenita retenida sea de 8% o menos. Además, cuando el tiempo de retención en el intervalo de temperatura de 500 °C a 400 °C es superior a 1000 segundos, se genera un carburo a base de hierro grueso, que funciona como un punto de partida de la destrucción, y crece, y por lo tanto se deteriora la capacidad de flexión en gran medida.

(Paso de aleación de chapado)

A continuación, se lleva a cabo un tratamiento de aleación, que incluye la inmersión de la lámina de acero después del paso de recocido continuo en un baño de galvanización, y luego la retención a una temperatura de 470 a 650 °C durante 10 a 120 segundos. Por lo tanto, se forma la lámina de acero galvanizado de alta resistencia de la presente invención, que contiene la aleación de Zn-Fe en la superficie de la lámina de acero base y en la que se forma una capa de galvanizado aleado con un contenido de hierro de 8 a 12%.

Se debe tener en cuenta que normalmente, cuanto mayor es el contenido de carbono de la lámina de acero base, menor será el contenido de hierro contenido en la capa de galvanizado aleado y menor será la adhesión entre la lámina de acero base y la capa de galvanizado aleado. Además, en la presente invención, con el fin de hacer una lámina de acero galvanizado de alta resistencia con una resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más, está contenida una gran cantidad de carbono, que es un elemento que mejora la resistencia. Sin embargo, en la presente invención, dado que la concentración de carbono en la capa superficial de la lámina de acero laminada en frío que será la lámina de acero base obtenida después del paso de recocido continuo es baja, la capa de galvanizado aleado excelente en cuanto a su adhesión con un contenido de hierro de 8 a 12% se forma en el paso de aleación de chapado.

El baño de galvanización no está en particular limitado, los efectos de la presente invención no se ven afectadas cuando uno o más de Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi, Sr, I, Cs, REM se mezclan en el baño de galvanización, e incluso puede haber casos en los que mejoran la resistencia a la corrosión, la trabajabilidad, y/o similares, dependiendo de su contenido, y por lo tanto son preferibles. Además, Al puede estar contenido en el baño de galvanización. En este caso, la concentración de Al en el baño preferiblemente es de 0,05% o más y 0,15% o menos.

Además, la temperatura del tratamiento de aleación preferiblemente es de 480 a 560 °C, y el tiempo de retención del tratamiento de aleación preferiblemente es de 15 a 60 segundos.

En esta forma de realización, después del tratamiento de aleación, es preferible el mantenimiento a una temperatura de 200 a 350 °C durante 30 a 1000 segundos. Esto hace que la estructura de la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia contenga martensita revenida. Como resultado, la estructura de la lámina de acero base de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia tiene austenita retenida, ferrita, bainita y/o ferrita bainítica, y martensita revenida, y al tener dicha estructura de la lámina de acero base, se vuelve una lámina de acero en la que la curtosis K^* de la distribución de la dureza descrita con anterioridad es de -0,30 o menos.

Se debe tener en cuenta que en lugar de retener a una temperatura de 200 a 350 °C durante 30 a 1000 segundos después del tratamiento de aleación, la lámina de acero después del tratamiento de aleación se puede enfriar a 350 °C o menos para generar martensita, y a partir de ese entonces, se puede volver a calentar al intervalo de temperatura de 350 °C o más y 550 °C o menos y se puede retener por dos segundos o más para generar martensita revenida. Además, la martensita revenida se genera en la estructura de la lámina de acero base también por medio del enfriamiento adicional de la lámina de acero, que se ha enfriado a la región de temperatura de 500 °C o menos en el paso de recocido continuo, a 350 °C o menos para generar martensita y a continuación, se puede recalentar, y retener a 400 a 500 °C.

Además, en esta forma de realización, también es posible llevar a cabo la laminación en frío con una relación de reducción de 0,05 a 3,00% para la corrección de la forma en la lámina de acero galvanizado de alta resistencia enfriada a temperatura ambiente.

Se debe tener en cuenta que la presente invención no está limitada a los ejemplos descritos con anterioridad.

Por ejemplo, en la presente invención, también es posible añadir una película de revestimiento constituida por un óxido de P y/o un óxido compuesto que contiene P en la superficie de la capa de galvanizado aleado de la lámina de acero galvanizado obtenida por medio del método descrito con anterioridad.

- 5 Una película de revestimiento constituida por un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo puede funcionar como un lubricante cuando se procesa una lámina de acero, y puede proteger la capa de galvanizado aleado formada sobre la superficie de la lámina de acero base.

Ejemplos

La presente invención se describirá en más detalle por el uso de ejemplos.

- 10 Se colaron las losas que tienen componentes químicos (composición) de A a Z, de AA a AC ilustradas en la Tabla 1 y la Tabla 2, y de BA a BF ilustradas en la Tabla 3, se laminaron en caliente bajo las condiciones (temperatura de calentamiento de la losa, temperatura de laminación en caliente de terminación) ilustradas en la Tabla 4 a la Tabla 7 justo después de la colada, se enfriaron, se bobinaron a las temperaturas ilustradas en la Tabla 4 a la Tabla 7, y se sometieron a decapado. Los ejemplos experimentales 4, 10, 16, 22, 49, 54, 102, 106 simplemente se laminaron en caliente (sin laminación en frío), y otros ejemplos experimentales se laminaron en frío bajo las condiciones (relaciones de reducción) ilustradas en la Tabla 3 a la Tabla 5. A continuación, se llevaron a cabo un paso de recocido continuo y un paso de aleación de chapado bajo las condiciones ilustradas en la Tabla 8 a la Tabla 11 en láminas de acero respectivas de los ejemplos experimentales 1 a 109, 201 a 218.
- 15

[Tabla 1]

COMPONENTE QUÍMICO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA
A	0,120	0,52	2,52	0,006	0,0031	0,026	0,0029	0,0006
B	0,088	1,08	2,57	0,006	0,0017	0,021	0,0025	0,0010
C	0,192	0,88	2,97	0,011	0,0048	0,032	0,0022	0,0004
D	0,118	1,58	1,94	0,006	0,0032	0,009	0,0046	0,0004
E	0,210	0,55	2,34	0,016	0,0020	0,031	0,0042	0,0012
F	0,149	0,60	1,98	0,021	0,0003	0,016	0,0049	0,0006
G	0,132	1,96	1,78	0,008	0,0015	0,037	0,0041	0,0011
H	0,230	1,16	1,61	0,014	0,0032	0,034	0,0029	0,0025
I	0,188	0,68	2,17	0,009	0,0007	0,050	0,0045	0,0009
J	0,176	1,78	1,43	0,005	0,0034	0,021	0,0060	0,0006
K	0,098	0,65	2,75	0,012	0,0035	0,100	0,0036	0,0015
L	0,146	0,44	1,79	0,013	0,0051	0,330	0,0028	0,0007
M	0,200	1,53	2,25	0,010	0,0011	0,022	0,0012	0,0002
N	0,135	2,21	1,38	0,006	0,0042	0,023	0,0023	0,0008
O	0,173	1,25	1,98	0,005	0,0036	0,039	0,0036	0,0041
P	0,230	0,97	1,51	0,014	0,0031	0,041	0,0029	0,0015

ES 2 727 865 T3

COMPONENTE QUÍMICO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA
Q	0,268	0,78	1,60	0,012	0,007	0,011	1,0048	0,0002
R	0,113	1,65	1,72	0,014	0,0014	0,032	0,0045	0,0034
S	0,57	0,90	2,33	0,015	0,0017	0,040	0,0020	0,0011
T	0,156	1,19	2,67	0,005	0,0032	0,048	0,0011	0,0004
T	0,137	0,86	2,75	0,004	0,0021	0,627	0,0008	0,0012
V	0,196	2,06	1,55	0,006	0,0052	0,048	0,0043	0,0003
W	0,165	0,71	2,13	0,011	0,0020	0,050	0,0026	0,0010
X	0,117	0,39	1,96	0,015	0,0009	1,057	0,0039	0,0026
Y	0,081	1,47	2,44	0,015	0,0047	0,048	0,0022	0,0012
Z	0,138	1,11	3,14	10,006	0,0050	0,021	0,0012	0,0007
AA	<u>0,005</u>	0,99	2,00	0,007	0,0028	0,036	0,0028	0,0016
AB	0,199	<u>0,02</u>	2,00	0,014	0,0038	0,042	0,0040	0,0008
AC	0,199	1,00	<u>0,55</u>	0,013	0,0034	0,027	0,0029	0,0011

[Tabla 2]

COMPONENTE QUÍMICO	Ti	Nb	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ca	Ce	Mg	Zr	Hf	REM	
	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	
A															EJEMPLO
B															EJEMPLO
C															EJEMPLO
D															EJEMPLO
E		0,010													EJEMPLO
F			0,0010												EJEMPLO
G				0,17											EJEMPLO
H					0,44										EJEMPLO
I	0,117	0,005												0,0019	EJEMPLO
J						0,35									EJEMPLO
K	0,007			0,15	0,21	0,25									EJEMPLO
L	0,035		0,0023												EJEMPLO
M							0,07								EJEMPLO
N					0,59	0,51	0,25								EJEMPLO
O								0,146							EJEMPLO
P	0,048											0,0024			EJEMPLO
Q		0,035											0,0015		EJEMPLO
R															EJEMPLO
S	0,066			0,41											EJEMPLO
T									0,0024						EJEMPLO

[illegible]

[Tabla 3]

		Ejemplo	Ejemplo	Ejemplo	Ejemplo	Ejemplo	Ejemplo
W	% en masa						0,30
REM	% en masa					0,0017	
Hf	% en masa						
Zr	% en masa						
Mg	% en masa						
Ce	% en masa						
Ca	% en masa						
V	% en masa						
Mo	% en masa						
Cu	% en masa						
Ni	% en masa						
Cr	% en masa						
B	% en masa						
Nb	% en masa						
Ti	% en masa				0,064		
O	% en masa	0,0005	0,0012	0,0009	0,0016	0,0013	0,0008
N	% en masa	0,0026	0,0085	0,0048	0,0066	0,0076	0,0025
Al	% en masa	0,943	0,091	0,019	0,296	0,079	0,037
S	% en masa	0,0034	0,0015	0,0017	0,0012	0,0020	0,0022
P	% en masa	0,002	0,010	0,013	0,010	0,009	0,008
Mn	% en masa	2,09	2,56	1,73	1,92	2,28	1,56
Si	% en masa	0,39	1,89	1,54	0,78	1,13	0,72
C	% en masa	0,168	0,215	0,174	0,090	0,147	0,236
Ejemplo Experimental		BA	BB	BC	BD	BE	BF

[Tabla 4]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA	PUNTO DE TRANSFORMACIÓN DE AC ₁	TEMPERATURA DE LAMINACIÓN EN CALIENTE DE ACABADO	TEMPERATURA DE BOBINADO	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN EN FRÍO	
		°C	°C	°C	°C	%	
1	A	1235	649	914	629	66	EJEMPLO
2	A	1260	649	936	692	51	EJEMPLO
3	A	1255	649	940	576	40	EJEMPLO
4	A	1225	649	951	602	0	EJEMPLO
5	A	1180	649	952	604	72	EJEMPLO
6	A	1250	649	902	621	62	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
7	B	1275	673	909	676	44	EJEMPLO
8	B	1245	673	949	589	57	EJEMPLO
9	B	1250	673	885	587	39	EJEMPLO
10	B	1230	673	918	588	0	EJEMPLO
11	B	1250	673	922	621	76	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
12	B	1235	673	911	658	65	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
13	C	1250	596	919	614	44	EJEMPLO
14	C	1240	596	944	581	67	EJEMPLO
15	C	1265	596	952	636	57	EJEMPLO
16	C	1205	596	946	603	0	EJEMPLO
17	C	1185	596	920	626	37	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
18	C	1235	596	925	679	70	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
19	D	1245	737	890	638	65	EJEMPLO
20	D	1215	737	948	594	56	EJEMPLO
21	D	1225	737	919	645	60	EJEMPLO
22	D	1200	737	940	550	0	EJEMPLO
23	D	1190	737	931	564	39	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
24	D	1265	737	948	627	62	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
25	E	1270	638	912	632	53	EJEMPLO
26	E	1275	638	930	627	60	EJEMPLO
27	E	1225	638	943	602	35	EJEMPLO
28	E	1185	638	905	590	67	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
29	E	1235	638	916	686	42	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
30	F	1220	691	920	611	70	EJEMPLO
31	F	12690	691	952	612	57	EJEMPLO
32	F	1180	691	946	636	61	EJEMPLO
33	F	1270	691	922	627	35	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
34	F	1245	691	920	625	64	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
35	G	1205	753	944	631	77	EJEMPLO

ES 2 727 865 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA	PUNTO DE TRANSFORMACIÓN DE AC ₁	TEMPERATURA DE LAMINACIÓN EN CALIENTE DE ACABADO	TEMPERATURA DE BOBINADO	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN EN FRÍO	
		°C	°C	°C	°C	%	
36	G	1270	753	929	672	41	EJEMPLO
37	G	1235	753	938	591	47	EJEMPLO
38	G	1245	753	942	654	60	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
39	G	1250	753	936	658	64	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[Tabla 5]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA	PUNTO DE TRANSFORMACIÓN DE AC ₁	TEMPERATURA DE LAMINACIÓN EN CALIENTE DE ACABADO	TEMPERATURA DE BOBINADO	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN EN FRÍO	
		°C	°C	°C	°C	%	
40	H	1210	698	924	613	44	EJEMPLO
41	H	1240	698	911	624	62	EJEMPLO
42	H	1190	698	937	638	65	EJEMPLO
43	H	1240	698	929	618	55	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
44	H	1140	698	937	616	67	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
45	I	1250	666	892	538	67	EJEMPLO
46	I	1200	666	903	622	64	EJEMPLO
47	I	1265	666	921	579	56	EJEMPLO
48	I	1245	666	903	574	70	EJEMPLO
49	I	1240	666	916	597	0	EJEMPLO
50	J	1212	756	885	644	68	EJEMPLO
51	J	1225	756	938	601	58	EJEMPLO
52	J	1185	756	938	609	75	EJEMPLO
53	J	1270	756	923	635	64	EJEMPLO
54	J	1210	756	948	594	0	EJEMPLO
55	K	1265	616	896	521	53	EJEMPLO
56	K	1195	616	904	587	52	EJEMPLO
57	K	1180	616	912	652	67	EJEMPLO
58	L	1275	724	929	675	71	EJEMPLO
59	L	1195	724	950	623	63	EJEMPLO
60	L	1180	724	940	605	72	EJEMPLO
61	M	1235	679	933	687	74	EJEMPLO
62	M	1245	679	927	705	72	EJEMPLO
63	M	1210	679	950	610	46	EJEMPLO
64	N	1235	742	919	505	46	EJEMPLO
65	N	1245	742	937	634	69	EJEMPLO
66	N	1270	742	916	628	54	EJEMPLO
67	O	1245	706	890	652	53	EJEMPLO
68	O	1270	706	940	607	67	EJEMPLO
69	O	1185	706	940	643	68	EJEMPLO
70	P	1215	722	955	597	45	EJEMPLO

ES 2 727 865 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA	PUNTO DE TRANSFORMACIÓN DE AC ₁	TEMPERATURA DE LAMINACIÓN EN CALIENTE DE ACABADO	TEMPERATURA DE BOBINADO	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN EN FRÍO	
		°C	°C	°C	°C	%	
71	P	1235	722	910	588	40	EJEMPLO
72	P	1225	722	932	653	57	EJEMPLO
73	Q	1225	693	884	504	56	EJEMPLO
74	Q	1185	693	943	638	72	EJEMPLO
75	Q	1235	693	897	626	67	EJEMPLO
76	R	1215	762	903	595	53	EJEMPLO
77	R	1250	762	902	706	72	EJEMPLO
78	R	1245	762	947	656	55	EJEMPLO
79	S	1215	649	914	615	66	EJEMPLO

[Tabla 6]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA	PUNTO DE TRANSFORMACIÓN DE AC ₁	TEMPERATURA DE LAMINACIÓN EN CALIENTE DE ACABADO	TEMPERATURA DE BOBINADO	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN EN FRÍO	
		°C	°C	°C	°C	%	
80	S	1215	649	931	607	40	EJEMPLO
81	S	1270	649	943	613	72	EJEMPLO
82	T	1265	647	906	694	65	EJEMPLO
83	T	1220	647	925	671	58	EJEMPLO
84	T	1220	647	911	618	51	EJEMPLO
85	U	1250	671	952	633	53	EJEMPLO
86	U	1225	671	936	591	73	EJEMPLO
87	U	1255	671	933	664	54	EJEMPLO
88	V	1270	760	898	598	42	EJEMPLO
89	V	1185	760	935	609	50	EJEMPLO
90	V	1255	760	935	633	56	EJEMPLO
91	W	1180	678	928	591	65	EJEMPLO
92	W	1185	678	935	653	56	EJEMPLO
93	W	1270	678	899	658	65	EJEMPLO
94	W	1200	678	<u>705</u>	599	53	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
95	X	1180	761	933	533	64	EJEMPLO
96	X	1250	761	944	634	57	EJEMPLO
97	X	1265	761	925	599	73	EJEMPLO
98	X	1185	761	922	<u>810</u>	51	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
99	Y	1270	702	895	660	57	EJEMPLO
100	Y	1185	702	900	612	53	EJEMPLO
101	Y	1210	702	912	672	70	EJEMPLO
102	Y	1205	702	954	579	0	EJEMPLO
103	Z	1195	605	896	598	53	EJEMPLO
104	Z	1200	605	935	638	39	EJEMPLO
105	Z	1265	605	930	617	44	EJEMPLO
106	Z	1210	605	935	647	0	EJEMPLO

ES 2 727 865 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA	PUNTO DE TRANSFORMACIÓN DE AC ₁	TEMPERATURA DE LAMINACIÓN EN CALIENTE DE ACABADO	TEMPERATURA DE BOBINADO	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN EN FRÍO	
		°C	°C	°C	°C	%	
107	AA	1230	750	929	703	53	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
108	AB	1220	656	926	709	53	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
109	AC	1230	820	928	690	53	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[Tabla 7]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE LA LOSA	PUNTO DE TRANSFORMACIÓN DE AC ₁	TEMPERATURA DE LAMINACIÓN EN CALIENTE DE ACABADO	TEMPERATURA DE BOBINADO	RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINACIÓN EN FRÍO	ESPESOR DE LA LÁMINA	
		°C	°C	°C	°C	%	%	
201	BA	1235	716	865	641	50	1,00	EJEMPLO
202	BA	1240	716	868	541	75	0,75	EJEMPLO
203	BA	1235	716	896	637	75	<u>0.50</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
204	BB	1225	663	870	645	50	2,50	EJEMPLO
205	BB	1220	663	876	603	33	3,20	EJEMPLO
206	BB	1225	663	891	608	50	2,50	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
207	BC	1225	737	879	600	50	2,00	EJEMPLO
208	BC	1220	737	905	618	50	2,00	EJEMPLO
209	BC	1240	737	873	578	67	0,80	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
210	BD	1220	736	881	664	67	0,80	EJEMPLO
211	BD	1240	736	876	532	67	1,00	EJEMPLO
212	BD	1240	736	887	639	0	<u>8.00</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
213	BE	1235	685	871	574	0	3,50	EJEMPLO
214	BE	1230	685	888	530	67	0,87	EJEMPLO
215	BE	1225	685	915	545	0	<u>10.0</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
216	BF	1230	706	896	655	75	0,70	EJEMPLO
217	BF	1235	706	892	621	67	1,33	EJEMPLO
218	BF	1230	706	904	644	67	0,75	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[Tabla 8]

EJEMPLO EXPERIM.	COMPO- NENTE QUÍMICO	PASO DE RECOCIDO CONTINUO									TIEMPO DE RETENCIÓN	TRATAMIENTO DE RECOCIDO			
		Ac ₁	Ac ₃	TASA DE CALENT. PROM.	TEMP. DE CALENT	TIEMPO DE RETENCIÓN	Log (PH ₂ O /PH ₂)	Δε	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 740 °C A 650 °C	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 650 °C A 500 °C		TEMP. DE RECOCIDO	TIEMPO DE TRATAM.		TIEMPO DE RETENCIÓN
		°C	°C/SEG	°C	SEGUNDO			°C/SEG	°C/SEG	SEGUNDO		°C	SEGUNDO		SEGUNDO
1	A	701	813	2,3	781	48	-2,3	0,0000	3,2	11	22	510	48	48	EJEMPLO
2	A	701	813	3,3	784	108	-0,9	0,0000	2,0	9	24	478	25	43	EJEMPLO
3	A	701	813	2,6	770	30	-2,2	0,0000	2,0	12	22	514	31	46	EJEMPLO
4	A	701	813	4,2	778	43	-1,0	0,0000	3,1	10	24	492	44	49	EJEMPLO
5	A	701	813	3,2	785	86	-1,5	0,0000	3,1	2	19	483	40	51	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
6	A	701	813	<u>0,1</u>	794	84	-1,0	0,0000	2,6	12	68	516	46	67	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
7	B	719	836	2,5	814	65	-1,4	0,0000	2,6	73	75	487	40	47	EJEMPLO
8	B	719	836	4,0	806	69	-1,4	0,0000	2,9	88	63	475	37	64	EJEMPLO
9	B	719	836	4,3	810	56	-2,0	0,0000	3,0	78	65	511	25	44	EJEMPLO
10	B	719	836	4,3	824	115	-1,9	0,0000	3,3	81	76	530	36	51	EJEMPLO
11	B	719	836	3,7	<u>650</u>	110	-0,8	0,0000	3,4	75	61	492	47	60	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
12	B	719	836	4,5	<u>1100</u>	106	-0,8	0,0000	3,4	84	61	525	29	82	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
13	C	707	797	4,2	779	65	-0,8	0,0023	3,4	83	59	545	45	293	EJEMPLO
14	C	707	797	2,2	777	111	-1,0	0,0023	3,0	77	72	539	40	341	EJEMPLO
15	C	707	797	3,3	792	98	-1,8	0,0023	3,0	67	79	531	27	330	EJEMPLO
16	C	707	797	3,0	772	64	-0,9	0,0000	3,4	87	62	545	42	234	EJEMPLO
17	C	707	797	2,8	784	10	-1,2	0,0000	3,1	74	74	511	46	360	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
18	C	707	797	3,1	776	<u>1000</u>	-2,2	0,0000	1,8	86	56	525	44	271	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
19	D	733	874	3,9	825	56	-0,8	0,0000	2,6	10	77	514	40	236	EJEMPLO
20	D	733	874	3,7	849	70	-1,5	0,0000	3,3	9	64	530	30	288	EJEMPLO
21	D	733	874	3,1	841	84	<u>-0,8</u>	0,0000	3,1	8	55	538	51	378	EJEMPLO
22	D	733	874	3,1	859	31	<u>-1,4</u>	0,0000	1,8	8	77	520	33	311	EJEMPLO
23	D	733	874	2,6	814	111	<u>-4,5</u>	0,0000	1,9	8	60	543	42	255	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
24	D	733	874	4,3	831	56	<u>1,5</u>	0,0000	3,1	11	71	538	48	314	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
25	E	711	787	3,0	783	53	-1,1	0,0000	2,7	36	55	528	50	310	EJEMPLO
26	E	711	787	2,7	782	91	-0,8	0,0000	2,5	33	79	555	44	362	EJEMPLO
27	E	711	787	3,5	760	47	-1,2	0,0000	3,1	34	80	544	26	255	EJEMPLO
28	E	711	787	3,6	777	82	-2,2	<u>0,0125</u>	2,4	35	68	511	26	69	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
29	E	711	787	2,5	783	33	-2,3	<u>0,0099</u>	2,1	35	80	519	31	46	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
30	F	715	814	4,1	798	107	-2,2	0,0000	3,3	14	187	510	28	70	EJEMPLO
31	F	715	814	2,5	798	62	-0,7	0,0000	3,1	13	192	549	26	67	EJEMPLO
32	F	715	814	3,5	798	109	-0,7	0,0000	2,7	15	221	544	36	51	EJEMPLO
33	F	715	814	3,6	795	48	-1,8	0,0000	<u>0,1</u>	8	165	531	31	80	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
34	F	715	814	3,5	809	107	-2,2	0,0000	<u>20,0</u>	7	144	550	40	43	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
35	G	753	886	4,1	800	113	-0,8	0,0000	3,4	36	194	532	48	74	EJEMPLO

EJEMPLO EXPERIM.	COMPONENTE QUÍMICO	PASO DE RECOCIDO CONTINUO										TIEMPO DE RETENCIÓN	TRATAMIENTO DE RECOCIDO		
		Ac ₁	Ac ₃	TASA DE CALENT. PROM.	TEMP. DE CALENT	TIEMPO DE RETENCIÓN	Log (PH ₂ O /PH ₂)	Δε	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 740 °C A 650 °C	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 650 °C A 500 °C	TEMP. DE RECOCIDO		TIEMPO DE TRATAM.	TIEMPO DE RETENCIÓN	
36	G	753	886	3,6	863	81	-1,0	0,0000	2,8	34	139	539	33	43	EJEMPLO
37	G	753	886	4,5	872	83	-1,9	0,0000	3,4	33	222	548	27	66	EJEMPLO
38	G	753	886	3,1	838	109	-1,0	0,0000	3,1	34	181	<u>653</u>	36	46	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
39	G	753	886	3,2	837	68	-0,8	0,0000	2,4	33	190	<u>461</u>	30	80	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[Tabla 9]

EJEMPLO EXPERIM.	COMPONE- NTE QUÍMICO	PASO DE RECOCIDO CONTINUO									TIEMPO DE RETENCIÓN	TRATAMIENTO DE RECOCIDO			
		Ac ₁	Ac ₃	TASA DE CALENT. PROM.	TEMP. DE CALENT	TIEMPO DE RETENCIÓN	Log (PH ₂ O /PH ₂)	Δε	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 740 °C A 650 °C	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 650 °C A 500 °C		TEMP. DE RECOCIDO	TIEMPO DE TRATAM.		TIEMPO DE RETENCIÓN
40	H	721	826	4,3	787	29	-1,7	0,0000	2,6	9	52	548	44	76	EJEMPLO
41	H	721	826	3,6	803	92	-2,1	0,0000	3,2	6	33	527	28	74	EJEMPLO
42	H	721	826	4,5	800	78	-1,5	0,0000	3,1	7	31	551	38	68	EJEMPLO
43	H	721	826	3,9	790	76	-1,4	0,0000	2,4	7	56	542	2	80	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
44	H	721	826	2,6	791	110	-1,8	0,0000	3,0	6	49	494	<u>300</u>	51	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
45	I	721	826	3,7	799	50	-1,8	0,0025	2,1	13	47	521	37	83	EJEMPLO
46	I	715	814	4,2	766	57	-1,3	0,0025	3,4	33	25	504	43	55	EJEMPLO
47	I	715	814	3,2	808	56	-1,4	0,0000	3,3	50	34	543	50	70	EJEMPLO
48	I	715	814	3,4	798	33	-2,7	0,0000	4,2	50	55	492	29	110	EJEMPLO
49	I	715	814	4,1	792	68	-0,3	0,0038	4,3	115	30	526	49	95	EJEMPLO
50	J	736	877	5,6	836	75	-2,2	0,0007	2,1	24	40	546	27	103	EJEMPLO
51	J	736	877	3,2	827	68	-0,3	0,0007	2,1	29	41	545	36	100	EJEMPLO
52	J	736	877	3,5	789	96	-2,0	0,0007	3,3	22	34	503	47	68	EJEMPLO
53	J	736	877	4,1	780	72	-2,6	0,0007	1,8	55	28	534	29	73	EJEMPLO
54	J	736	877	2,9	785	55	-0,7	0,0007	3,0	132	55	543	31	49	EJEMPLO
55	K	703	830	2,3	796	51	-2,1	0,0000	1,3	5	52	527	45	66	EJEMPLO
56	K	703	830	4,0	801	50	-2,2	0,0000	1,9	6	45	544	27	42	EJEMPLO
57	K	703	830	3,0	813	42	-1,7	0,0000	2,8	6	42	504	50	52	EJEMPLO
58	L	720	876	3,9	843	66	-1,0	0,0000	1,8	66	47	494	43	80	EJEMPLO
59	L	720	876	3,7	809	73	-1,6	0,0000	3,1	62	54	537	31	83	EJEMPLO
60	L	720	876	4,3	861	70	-1,2	0,0000	2,3	63	39	531	50	37	EJEMPLO
61	M	729	845	4,5	828	91	-1,3	0,0000	3,2	63	45	568	42	83	EJEMPLO
62	M	729	845	3,2	799	112	-0,8	0,0000	3,3	68	32	553	39	69	EJEMPLO
63	M	729	845	4,1	822	92	-2,0	0,0000	3,4	66	47	516	31	44	EJEMPLO
64	N	740	896	3,5	838	95	-1,5	0,0000	3,2	6	43	551	22	606	EJEMPLO
65	N	740	896	2,4	823	103	-2,3	0,0000	2,8	6	45	610	15	54	EJEMPLO
66	N	740	896	4,0	873	81	-1,4	0,0000	2,9	14	49	533	20	65	EJEMPLO
67	O	726	844	3,4	811	24	-1,1	0,0000	2,2	13	49	542	42	55	EJEMPLO

ES 2 727 865 T3

EJEMPLO EXPERIM.	COMPONENTE QUÍMICO	PASO DE RECOCIDO CONTINUO									TIEMPO DE RETENCIÓN	TRATAMIENTO DE RECOCIDO		TIEMPO DE RETENCIÓN	
		Ac ₁	Ac ₃	TASA DE CALENT. PROM.	TEMP. DE CALENT.	TIEMPO DE RETENCIÓN	Log (PH ₂ O /PH ₂)	Δε	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 740 °C A 650 °C	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 650 °C A 500 °C		TEMP. DE RECOCIDO	TIEMPO DE TRATAM.		
		°C	°C/SEG	°C	SEGUNDO				°C/SEG	°C/SEG	SEGUNDO	°C	SEGUNDO	SEGUNDO	
68	O	726	844	4,5	807	44	-1,3	0,0000	2,2	13	34	526	44	80	EJEMPLO
69	O	726	844	3,0	801	47	-1,0	0,0000	2,5	19	52	490	66	53	EJEMPLO
70	P	727	825	3,4	799	81	-0,7	0,0022	2,2	41	29	508	31	74	EJEMPLO
71	P	727	825	3,7	814	67	-1,9	0,0022	1,8	27	28	503	36	61	EJEMPLO
72	P	727	825	3,1	807	34	-2,0	0,0022	2,5	28	38	504	33	49	EJEMPLO
73	Q	720	802	3,6	797	107	-2,2	0,0000	2,2	68	54	539	43	74	EJEMPLO
74	Q	720	802	2,7	786	58	-1,3	0,0000	1,9	69	39	489	79	55	EJEMPLO
75	Q	720	802	3,6	789	78	-1,5	0,0000	4,7	65	56	518	39	65	EJEMPLO
76	R	741	883	5,3	819	29	-2,0	0,0026	2,3	42	158	545	52	349	EJEMPLO
77	R	741	883	3,3	847	113	-1,1	0,0026	2,3	37	128	513	46	346	EJEMPLO
78	R	741	883	4,3	864	69	-1,5	0,0026	2,7	33	568	495	36	342	EJEMPLO
79	S	731	820	4,2	800	64	-1,6	0,0000	1,8	66	180	533	45	61	EJEMPLO

[Tabla 10]

EJEMPLO EXPERIM.	COMPONENTE QUÍMICO	PASO DE RECOCIDO CONTINUO									TIEMPO DE RETENCIÓN	TRATAMIENTO DE RECOCIDO		TIEMPO DE RETENCIÓN	
		Ac ₁	Ac ₃	TASA DE CALENT. PROM.	TEMP. DE CALENT.	TIEMPO DE RETENCIÓN	Log (PH ₂ O /PH ₂)	Δε	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 740 °C A 650 °C	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 650 °C A 500 °C		TEMP. DE RECOCIDO	TIEMPO DE TRATAM.		
		°C	°C/SEG	°C	SEGUNDO				°C/SEG	°C/SEG	SEGUNDO	°C	SEGUNDO	SEGUNDO	
80	S	731	820	2,8	808	97	-2,1	0,0000	1,8	56	160	530	40	64	EJEMPLO
81	S	731	820	4,5	808	51	-2,1	0,0000	1,8	52	162	544	47	74	EJEMPLO
82	T	718	830	3,4	802	58	-1,1	0,0000	1,2	64	164	505	43	79	EJEMPLO
83	T	718	830	4,0	798	30	-2,3	0,0000	1,2	51	115	499	106	63	EJEMPLO
84	T	718	830	2,7	805	43	-1,7	0,0000	2,2	46	133	542	42	69	EJEMPLO
85	U	728	921	2,5	843	73	-1,8	0,0000	2,3	60	168	544	44	83	EJEMPLO
86	U	728	921	3,0	901	57	-2,0	0,0000	2,5	63	181	517	43	53	EJEMPLO
87	U	728	921	3,6	889	81	-1,5	0,0000	2,4	74	178	551	37	60	EJEMPLO
88	V	744	890	4,1	817	67	-2,1	0,0000	2,8	69	129	490	42	81	EJEMPLO
89	V	744	890	2,6	865	99	-1,1	0,0000	2,4	77	112	526	33	67	EJEMPLO
90	V	744	890	3,1	834	34	-1,0	0,0000	3,1	61	167	497	42	527	EJEMPLO
91	W	716	821	2,5	786	108	-1,4	0,0000	3,1	32	81	549	47	47	EJEMPLO
92	W	716	821	3,9	803	58	-1,5	0,0000	2,5	26	80	527	48	48	EJEMPLO
93	W	716	821	4,3	782	55	-1,6	0,0000	1,8	39	85	492	32	54	EJEMPLO
94	W	716	821	3,2	812	94	-1,4	0,0000	1,9	33	81	495	32	70	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
95	X	733	1024	2,6	933	32	-0,9	0,0000	2,9	14	416	528	25	51	EJEMPLO
96	X	733	1024	4,0	836	61	-1,0	0,0000	2,9	20	397	539	28	73	EJEMPLO
97	X	733	1024	4,1	943	90	-1,7	0,0000	3,0	18	401	498	51	78	EJEMPLO
98	X	733	1024	3,4	896	72	-2,3	0,0000	3,1	19	405	520	47	68	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
99	Y	730	874	3,9	847	107	-1,3	0,0000	2,6	18	33	538	35	68	EJEMPLO
100	Y	730	874	2,6	834	51	-1,1	0,0000	2,0	18	39	516	39	76	EJEMPLO

ES 2 727 865 T3

EJEMPLO EXPERIM.	COMPO- NENTE QUÍMICO	PASO DE RECOCIDO CONTINUO									TIEMPO DE RETENCIÓN	TRATAMIENTO DE RECOCIDO		TIEMPO DE RETENCIÓN	
		Ac ₁	Ac ₃	TASA DE CALENT. PROM.	TEMP. DE CALENT	TIEMPO DE RETENCIÓN	Log (PH ₂ O /PH ₂)	Δε	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 740 °C A 650 °C	TASA DE ENFRIAM. PROM. DE 650 °C A 500 °C		TEMP. DE RECOCIDO	TIEMPO DE TRATAM.		
		°C	°C/SEG	°C	SEGUNDO			°C/SEG	°C/SEG			°C	SEGUNDO	SEGUNDO	
101	Y	730	874	4,5	815	38	-1,1	0,0000	3,4	17	43	489	35	46	EJEMPLO
102	Y	730	874	4,5	814	103	-1,9	0,0000	3,2	14	36	529	37	46	EJEMPLO
103	Z	708	800	3,2	780	102	-1,2	0,0000	3,2	15	39	551	52	83	EJEMPLO
104	Z	708	800	2,6	774	103	-1,6	0,0000	3,3	17	47	529	43	47	EJEMPLO
105	Z	708	800	3,7	781	86	-1,1	0,0000	1,8	16	32	542	28	42	EJEMPLO
106	Z	708	800	2,8	793	75	-1,0	0,0000	3,1	9	35	550	33	44	EJEMPLO
107	AA	719	886	3,2	800	34	-2,0	0,0000	2,2	52	50	550	29	70	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
108	AB	701	774	3,9	769	30	-1,7	0,0000	2,6	45	49	491	39	55	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
109	AC	730	872	3,4	846	57	-1,4	0,0000	2,1	61	46	544	44	56	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[Tabla 11]

Ejemplo experim.	Compo- nente químico	Espesor de la lámina	Paso de recocido continuo															Tratamiento de recocido		
			Ac ₁	Ac ₃	Tasa de Calentamiento Promedio	Temperatura de Calentamiento Máxima	Tiempo de Retención	Log (PH ₂ O /PH ₂)	Núm. de Veces de Procesam. de Deformación de Flexión- Enderezado	Radio Mínimo del Rodillo	Radio Promedio del Rodillo	Tensión Máxima Total	Cant. de tensión máx. por Proces. de flexión	$\Delta\epsilon$	Tasa de enfriam. Prom. de 740 °C a 650 °C	Tasa de enfriam. Prom. de 650 °C a 500 °C	Tiempo de Retención	Temp. de Recocido	Tiempo de Tratam.	Tiempo de Retención
		Mm	°C	°C	°C/segundo	°C	segundo		Núm. de veces	mm	mm				°C/seg	°C/seg	segundo	°C	segundo	segundo
201	BA	1,00	735	965	3,3	910	135	-1,8	8	500	500	0,0080	0,0020	0,0000	2,3	33	158	475	30	37
202	BA	0,75	735	965	4,1	916	141	-1,3	8	80	300	0,0159	0,0093	0,0009	2,3	39	203	483	31	36
203	BA	0,50	735	965	4,0	901	154	-1,5	8	500	500	0,0040	0,0010	0,0000	2,7	41	197	500	36	33
204	BB	2,50	720	846	3,1	810	137	-1,7	6	75	100	0,0758	0,0323	0,0000	2,8	16	139	496	26	39
205	BB	3,20	720	846	3,4	820	251	-1,6	6	75	358	0,0536	0,0409	0,0000	2,3	19	155	512	33	42
206	BB	2,50	720	846	4,1	823	137	-1,7	6	300	500	0,0248	0,0083	0,0141	2,5	21	184	501	39	40
207	BC	2,00	727	864	3,8	825	124	-1,8	7	750	750	0,0106	0,0027	0,0027	2,8	38	181	505	25	35
208	BC	2,00	727	864	3,4	829	155	-1,6	8	750	750	0,0106	0,0027	0,0000	2,9	42	135	491	37	41
209	BC	0,80	727	864	3,6	844	150	-1,7	6	1500	1500	0,0015	0,0005	0,0000	2,9	40	153	514	32	33
210	BD	0,80	719	880	3,9	837	137	-1,3	2	600	600	0,0013	0,0013	0,0000	2,8	48	179	500	34	32
211	BD	1,00	719	880	3,7	858	148	-1,3	12	300	300	0,0198	0,0033	0,0000	2,7	57	201	488	38	34
212	BD	8,00	719	880	3,1	850	160	-1,5	2	65	150	0,1096	0,1096	0,0767	2,8	50	164	518	30	33
213	BE	3,50	710	847	3,8	815	148	-1,4	7	65	333	0,0753	0,0511	0,0044	2,2	38	145	488	36	33
214	BE	0,87	710	847	3,2	815	221	-1,2	5	400	400	0,0065	0,0022	0,0022	2,3	42	178	517	29	33
215	BE	10,0	710	847	4,0	811	146	-1,6	4	90	295	0,1196	0,1000	0,0000	2,3	40	167	487	37	41
216	BF	0,70	713	827	3,8	799	157	-1,6	8	750	750	0,0036	0,0009	0,0000	2,5	54	188	503	40	35
217	BF	1,33	713	827	4,1	797	138	-1,6	8	300	500	0,0078	0,0044	0,0006	2,9	47	145	475	31	33
218	BF	0,75	713	827	3,5	803	125	-1,7	2	1200	1200	0,0006	0,0006	0,0000	2,2	56	169	506	39	36

El punto de transformación Ac_1 y el punto de transformación Ac_3 en la Tabla 8 a la Tabla 11 se obtuvieron por medio de la reducción de un pequeño trozo de las láminas de acero tratadas bajo las condiciones de las Tablas 4 a 7 antes de llevar a cabo el proceso de recocido, y la medición de una curva de expansión cúbica de las mismas cuando se calientan por $10\text{ }^{\circ}\text{C/segundo}$.

- 5 En el recocido, se llevó a cabo un tratamiento de descarburación que incluye la pasada en el intervalo de temperatura entre $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ y el punto de transformación Ac_1 a una tasa promedio de calentamiento descrita en la Tabla 8 a la Tabla 11, el calentamiento a una temperatura máxima de calentamiento (temperatura de recocido) que se describe en la Tabla 8 a la Tabla 11, y la retención durante un tiempo de retención (tiempo de retención en el paso de recocido continuo) que se describe en la Tabla 8 a la Tabla 11 en una atmósfera constituida principalmente por nitrógeno en el que se controla la presión parcial de agua y la presión parcial de hidrógeno ($\log(P_{H_2O}/P_{H_2})$) bajo las condiciones que se describen en la Tabla 8 a la Tabla 11.

- 15 En el tratamiento de descarburación (en el paso de recocido continuo), en los ejemplos experimentales 1 a 12 y los ejemplos experimentales 16 a 29, se utilizó un rodillo con un radio de 450 mm y el proceso de deformación por flexión e inflexión se llevó a cabo 6 veces en total. En los ejemplos experimentales 13 a 15, se utilizó un rodillo con un radio de 450 mm y el proceso de deformación por flexión e inflexión se llevó a cabo 7 veces en total. En los ejemplos experimentales 30 a 44, se utilizó un rodillo con un radio de 730 mm y el proceso de deformación por flexión e inflexión se llevó a cabo 4 veces en total. En los ejemplos experimentales 45 a 48, ejemplos experimentales 55 a 69, y los ejemplos experimentales 73 a 109, se utilizó un rodillo con un radio de 600 mm y el proceso de deformación por flexión e inflexión se llevó a cabo 6 veces en total. En los ejemplos experimentales 49 a 54 y los ejemplos experimentales 70 a 72, se utilizó un rodillo con un radio de 780 mm y el proceso de deformación por flexión e inflexión se llevó a cabo 6 veces en total.

- 25 Por otro lado, en los ejemplos experimentales 201 a 218, el proceso de deformación por flexión e inflexión se llevó a cabo una pluralidad de veces (de 2 a 12 veces) por el número de veces del proceso de deformación por flexión e inflexión que se ilustra en la Tabla 11. Además, en los ejemplos experimentales 201 a 218, el radio del rodillo para la realización del proceso de deformación por flexión e inflexión fue variado. Los radios mínimos del rodillo (mm) y los radios promedio del rodillo (mm) de los rodillos utilizados para el proceso de deformación por flexión e inflexión respectivo llevado a cabo en ejemplos experimentales 201 a 218 se ilustran en la Tabla 11. Además, en el proceso de deformación por flexión e inflexión, entre las cantidades de tensión total introducidas respectivamente en una superficie delantera y una superficie trasera de la lámina de acero, una cantidad más grande de tensión se ilustra como una tensión máxima total. Además, en los ejemplos experimentales 201 a 218, el espesor de la lámina de la lámina de acero se varió de $0,70$ a $8,00\text{ mm}$.

- 30 $\Delta\epsilon$ que se describe en la Tabla 8 a la Tabla 11 indica el valor absoluto de una diferencia en las cantidades de tensión introducidas por llevar a cabo el proceso de deformación por flexión e inflexión, que se calculan para cada una de la superficie delantera y trasera de la lámina de acero.

- 35 A continuación, se llevó a cabo el enfriamiento a una tasa promedio de enfriamiento que se ilustra en la Tabla 8 a la Tabla 11 en el intervalo de temperatura de $740\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $650\text{ }^{\circ}\text{C}$, y se llevó a cabo el enfriamiento a una tasa promedio de enfriamiento que se ilustra en la Tabla 8 a la Tabla 11 en el intervalo de temperatura de $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Se debe tener en cuenta que en los ejemplos experimentales 47 y 52, cuando la lámina de acero se enfrió en el intervalo de temperatura de $740\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $650\text{ }^{\circ}\text{C}$, la atmósfera en un baño de refrigeración se estableció de manera tal que el logaritmo (presión parcial de agua/presión parcial de hidrógeno) = $-4,0$.

- 40 A continuación, la lámina de acero después del enfriamiento se retuvo durante un tiempo de retención (tiempo de retención entre el paso de recocido continuo y un tratamiento de aleación) que se describe en la Tabla 8 a la Tabla 11 en el intervalo de temperatura de 500 a $400\text{ }^{\circ}\text{C}$. A partir de ese entonces, se llevó a cabo un tratamiento de aleación que incluye la inmersión de la lámina de acero en un baño de galvanización y la retención durante un tiempo de retención que se describe en la Tabla 8 a la Tabla 11 a la temperatura descrita en la Tabla 8 a la Tabla 11.

- 45 Después del tratamiento de aleación, la lámina de acero se mantuvo en el intervalo de temperatura de 200 a $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante un tiempo de retención que se describe en la Tabla 8 a la Tabla 11 (tiempo de retención de tratamiento de aleación).

- 50 Después del enfriamiento a temperatura ambiente, se llevó a cabo la laminación en frío con una relación de reducción de $0,15\%$ en los ejemplos experimentales 7 a 34, se llevó a cabo la laminación en frío con una relación de reducción de $1,50\%$ en el ejemplo experimental 53, se llevó a cabo la laminación en frío con una relación de reducción de $1,00\%$ en el ejemplo experimental 54, y se llevó a cabo la laminación en frío con una relación de reducción de $0,25\%$ en los ejemplos experimentales 61 a 100.

- 55 Después de esto, en los ejemplos experimentales 9 y 49 se añadió una película de revestimiento constituida por óxido compuesto que contiene P en la capa superficial de la lámina de acero galvanizado.

Los ejemplos experimentales 9 y 49 son ejemplos en los que se añadió una película de revestimiento constituida por óxido compuesto que contiene P en la capa superficial de la lámina de acero galvanizado aleada por inmersión en caliente, y se puede obtener una lámina de acero galvanizado de alta resistencia aleada por inmersión en caliente

excelente en cuanto a su capacidad de conformación.

Se observaron las microestructuras en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor en las láminas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 109 y 201 a 218 y se midieron las fracciones de volumen. Los resultados de las mismas se ilustran en la Tabla 12 a la Tabla 15. En la Tabla 12 a la Tabla 15, "F" significa ferrita, "B" significa bainita, "BF" significa ferrita bainítica, "TM" significa martensita revenida, "M" significa martensita fresca, y "γ retenida" significa austenita retenida.

Entre las fracciones de la microestructura, la cantidad de austenita retenida se midió por difracción de rayos X, y se obtuvieron los demás por medio de grabado con nital de una sección transversal obtenida por medio del corte y el pulido espejado de una sección transversal del espesor en paralelo con la dirección de laminación de la lámina de acero, y la observación de la sección transversal por el uso de un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM).

Además, se midió el contenido de hierro en 1/2 espesor de la capa de galvanizado aleado por el uso de EDX. Los resultados de los mismos se ilustran en la Tabla 12 a la Tabla 15.

[Tabla 12]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA							CAPA GALVANIZADA ALEADA	
		FRACCIÓN DE VOLUMEN							CONTENIDO DE Fe	
		F	B	BF	TM	M	v RETENIDA	OTROS		
		%	%	%	%	%	%	%	%	
1	A	52	16	18	11	0	3	0	11.0	EJEMPLO
2	A	54	20	11	11	1	2	1	10.9	EJEMPLO
3	A	46	29	7	14	2	2	0	10.7	EJEMPLO
4	A	51	25	10	10	0	4	0	10.9	EJEMPLO
5	A	62	11	3	10	3	3	8	10,8	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
6	A	56	14	15	13	0	2	0	11,3	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
7	B	59	0	22	13	1	5	0	10.5	EJEMPLO
8	B	61	4	20	10	0	5	0	10.7	EJEMPLO
9	B	56	4	19	15	0	5	1	10.5	EJEMPLO
10	B	44	8	16	19	3	6	4	10.9	EJEMPLO
11	B	78	0	9	0	0	2	22	10,4	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
12	B	13	14	24	33	2	<u>13</u>	1	9,0	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
13	C	24	24	13	33	2	4	0	9.8	EJEMPLO
14	C	33	27	3	29	0	6	2	11.0	EJEMPLO
15	C	27	22	8	34	0	6	3	10.9	EJEMPLO
16	C	33	16	8	33	0	8	2	10.4	EJEMPLO
17	C	25	23	10	38	0	4	0	9,8	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
18	C	27	27	4	35	2	5	0	11,3	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
19	D	52	5	18	17	1	5	2	9.5	EJEMPLO
20	D	52	0	25	16	1	6	0	9.6	EJEMPLO
21	D	55	10	14	11	3	7	0	9.2	EJEMPLO
22	D	47	9	23	16	0	4	1	9.5	EJEMPLO
23	D	49	10	19	16	0	5	1	11,7	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA							CAPA GALVANIZADA ALEADA	
		FRACCIÓN DE VOLUMEN							CONTENIDO DE Fe	
		F	B	BF	TM	M	v RETENIDA	OTROS		
		%	%	%	%	%	%	%	%	
24	D	52	11	20	10	2	5	0	<u>7.5</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
25	E	19	27	18	31	1	3	1	10.6	EJEMPLO
26	E	21	34	15	26	3	0	1	10.2	EJEMPLO
27	E	15	28	13	40	1	3	0	10.9	EJEMPLO
28	E	23	21	15	36	2	2	1	10,8	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
29	E	18	20	30	28	0	4	0	11,8	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
30	F	39	26	15	11	3	5	1	10.3	EJEMPLO
31	F	33	32	8	22	2	3	0	9.9	EJEMPLO
32	F	35	30	12	18	2	3	0	10.1	EJEMPLO
33	F	71	5	2	5	13	4	0	10,6	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
34	F	8	59	11	16	0	5	1	11,1	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
35	G	62	0	14	14	3	7	8	9.3	EJEMPLO
36	G	42	0	28	24	0	5	1	8.5	EJEMPLO
37	G	37	2	31	25	1	4	0	9.9	EJEMPLO
38	G	35	12	24	18	2	2	7	<u>14.4</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
39	G	39	5	27	23	0	6	0	<u>6.0</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[Tabla 13]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA							CAPA GALVANIZADA ALEADA	
		FRACCIÓN DE VOLUMEN							CONTENIDO DE Fe	
		F	B	BF	TM	M	v RETENIDA	OTROS		
		%	%	%	%	%	%	%	%	
40	H	36	25	16	17	0	5	1	9.6	EJEMPLO
41	H	18	20	28	29	1	4	0	11.0	EJEMPLO
42	H	20	26	19	30	0	4	1	10.1	EJEMPLO
43	H	14	10	27	41	1	5	2	<u>6.4</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
44	H	23	15	24	26	1	2	9	<u>14.6</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
45	I	31	28	18	19	0	4	0	10.4	EJEMPLO
46	I	41	23	10	23	0	3	0	10.6	EJEMPLO
47	I	23	24	14	35	1	3	0	11.0	EJEMPLO
48	I	32	20	12	31	2	2	1	11.3	EJEMPLO
49	I	34	18	6	37	1	4	0	9.6	EJEMPLO
50	J	43	9	21	19	0	6	2	9.8	EJEMPLO

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA							CAPA GALVANIZADA ALEADA	
		FRACCIÓN DE VOLUMEN							CONTENIDO DE Fe	
		F	B	BF	TM	M	v RETENIDA	OTROS		
		%	%	%	%	%	%	%		
51	J	52	7	19	17	0	5	0	8.4	EJEMPLO
52	J	67	4	12	11	0	6	0	10.0	EJEMPLO
53	J	66	0	14	14	1	4	1	10.8	EJEMPLO
54	J	61	3	9	21	1	5	0	9.2	EJEMPLO
55	K	42	29	13	13	0	2	1	10.8	EJEMPLO
56	K	42	30	15	11	2	0	0	11.0	EJEMPLO
57	K	25	36	22	14	1	1	1	10.4	EJEMPLO
58	L	34	23	7	32	0	3	1	10.6	EJEMPLO
59	L	59	13	4	19	1	2	2	11.4	EJEMPLO
60	L	21	29	9	39	0	2	0	10.5	EJEMPLO
61	M	28	9	23	34	1	4	1	9.8	EJEMPLO
62	M	53	6	12	22	0	5	2	9.5	EJEMPLO
63	M	26	13	21	35	0	5	0	9.7	EJEMPLO
64	N	52	3	28	10	1	6	0	9.6	EJEMPLO
65	N	66	2	16	10	0	5	1	10.2	EJEMPLO
66	N	36	5	35	17	0	7	0	8.8	EJEMPLO
67	O	38	17	23	16	0	5	1	9.7	EJEMPLO
68	O	46	13	19	14	1	5	2	9.6	EJEMPLO
69	O	53	12	14	14	0	5	2	9.8	EJEMPLO
70	P	37	16	16	26	0	4	1	10.5	EJEMPLO
71	P	23	23	19	27	2	6	0	10.5	EJEMPLO
72	P	27	19	19	26	0	5	4	11.0	EJEMPLO
73	Q	15	23	17	43	0	2	0	10.8	EJEMPLO
74	Q	27	17	12	35	3	5	1	10.9	EJEMPLO
75	Q	22	22	15	38	0	3	0	10.4	EJEMPLO
76	R	70	4	8	11	0	5	2	10.0	EJEMPLO
77	R	61	4	15	14	0	5	1	10,1	EJEMPLO
78	R	59	6	12	14	0	6	3	10.0	EJEMPLO
79	S	41	15	12	28	0	4	0	10.9	EJEMPLO

[Tabla 14]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA							CAPA GALVANIZADA ALEADA	
		FRACCIÓN DE VOLUMEN							CONTENIDO DE Fe	
		F	B	BF	TM	M	v RETENIDA	OTROS		
		%	%	%	%	%	%	%		
80	S	29	20	13	32	0	5	1	11.6	EJEMPLO
81	S	29	18	16	32	1	4	0	10.4	EJEMPLO
82	T	43	10	16	27	0	3	1	10.3	EJEMPLO
83	T	47	10	15	23	0	5	0	10.5	EJEMPLO
84	T	37	13	17	27	0	5	1	9.8	EJEMPLO
85	U	58	10	8	19	0	4	1	10.4	EJEMPLO

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA							CAPA GALVANIZADA ALEADA	
		FRACCIÓN DE VOLUMEN							CONTENIDO DE Fe	
		F	B	BF	TM	M	v RETENIDA	OTROS		
		%	%	%	%	%	%	%	%	
86	U	34	18	12	32	1	2	1	10,3	EJEMPLO
87	U	32	18	11	33	0	5	1	10,1	EJEMPLO
88	V	67	0	13	14	0	6	0	10,1	EJEMPLO
89	V	28	3	25	35	1	7	1	9,8	EJEMPLO
90	V	55	0	18	20	0	5	2	8,4	EJEMPLO
91	W	46	17	11	21	2	3	0	10,7	EJEMPLO
92	W	33	27	13	24	0	3	0	11,0	EJEMPLO
93	W	56	13	7	17	0	5	2	10,4	EJEMPLO
94	W	28	23	14	28	0	3	4	11,3	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
95	X	68	18	2	12	0	0	0	10,4	EJEMPLO
96	X	73	12	3	11	0	0	1	10,8	EJEMPLO
97	X	53	25	0	17	3	2	0	10,8	EJEMPLO
98	X	61	23	1	13	1	0	1	10,8	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
99	Y	25	16	33	25	1	0	0	9,6	EJEMPLO
100	Y	38	14	22	19	2	5	0	9,5	EJEMPLO
101	Y	58	8	16	12	1	4	1	8,9	EJEMPLO
102	Y	62	7	12	13	0	5	1	9,9	EJEMPLO
103	Z	29	23	23	21	1	3	0	10,2	EJEMPLO
104	Z	34	21	21	19	0	5	0	10,8	EJEMPLO
105	Z	28	22	25	22	0	3	0	10,2	EJEMPLO
106	Z	13	28	30	22	1	4	2	10,5	EJEMPLO
107	AA	99	0	0	0	0	0	1	11,3	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
108	AB	57	5	13	14	4	5	2	11,0	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
109	AC	75	0	14	0	1	<u>10</u>	0	10,3	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[Tabla 15]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA							CHAPADO	
		FRACCIÓN DE VOLUMEN							% de Fe	
		F	B	BF	TM	M	v RETENIDA	OTROS		
		%	%	%	%	%	%	%	%	
201	BA	42	23	19	15	1	0	0	10,4	EJEMPLO
202	BA	44	17	11	13	9	4	2	9,7	EJEMPLO
203	BA	39	21	16	14	5	2	3	11,0	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
204	BB	29	2	35	15	11	6	2	8,7	EJEMPLO
205	BB	35	3	27	27	0	7	1	8,4	EJEMPLO

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA							CHAPADO	
		FRACCIÓN DE VOLUMEN							% de Fe	
		F	B	BF	TM	M	v RETENIDA	OTROS		
		%	%	%	%	%	%	%		
206	BB	38	0	37	14	4	5	2	8,7	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
207	BC	44	9	19	16	4	6	2	8.8	EJEMPLO
208	BC	45	8	19	24	0	4	0	11.2	EJEMPLO
209	BC	44	7	24	18	0	5	2	8,7	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
210	BD	65	13	3	16	3	0	0	9.5	EJEMPLO
211	BD	59	25	0	12	1	3	0	10.2	EJEMPLO
212	BD	56	18	3	17	4	2	0	10,3	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
213	BE	36	12	24	24	2	2		9.1	EJEMPLO
214	BE	43	7	21	15	7	5	2	10.0	EJEMPLO
215	BE	40	13	24	17	1	4	1	9,0	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
216	BF	29	14	37	15	2	3	0	10.3	EJEMPLO
217	BF	28	18	25	17	4	6	2	9.7	EJEMPLO
218	BF	30	13	28	19	7	2	1	10,1	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

La dureza de los ejemplos experimentales 1 a 109 y 201 a 218 se midió por medio de un método descrito a continuación. Los resultados de los mismos se ilustran en la Tabla 16 a la Tabla 19.

- 5 En cuanto a la dureza de la capa superficial y 1/4 de espesor de la lámina de acero base, la dureza Vickers se midió en cinco puntos, que están separados por 1 mm o más entre sí en la dirección de laminación, el valor máximo y el valor mínimo se descartaron, y se empleó el valor promedio de las tres posiciones restantes. En la medición de la dureza Vickers, la carga fue de 100 gf. Se debe tener en cuenta que la dureza Vickers de la capa superficial se midió en una línea que entra en el lado de la lámina de acero base por 40 µm desde la interfaz entre la capa de galvanizado aleado y la lámina de acero base.
- 10 La curtosía K* de la distribución de la dureza se calculó por el uso de los resultados de la medición de la dureza por el método de medición de la profundidad de empuje hacia dentro con una carga de empuje de 1 g de peso por el uso de un medidor de microdureza dinámico que tiene un indentador piramidal triangular de tipo Berkovich. Se debe tener en cuenta que la posición de medición de la dureza estaba en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor con un 1/4 del espesor de la lámina en el centro en la sección transversal del espesor perpendicular a la superficie de la lámina de la lámina de acero y en paralelo con la dirección de laminación (dirección de reducción de laminación). Además, el número total de los valores de medición de la dureza se estableció en 1000.
- 15

[Tabla 16]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE MEDICION DE LA DUREZA				
		1/4 DE ESPESOR		CAPA SUPERFICIAL	(DUREZA DE LA CAPA SUPERFICIAL)/(DUREZA DE 1/4 DE ESPESOR)	
		DUREZA PROMEDIO	CURTOSIS	DUREZA PROMEDIO		
1	A	279	-0.47	156	0.56	EJEMPLO
2	A	297	-0.47	135	0.46	EJEMPLO
3	A	309	-0.42	142	0.46	EJEMPLO
4	A	301	-0.45	137	0.45	EJEMPLO
5	A	292	-0.42	210	0.72	EJEMPLO COMPARATIVO

ES 2 727 865 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE MEDICION DE LA DUREZA				
		1/4 DE ESPESOR		CAPA SUPERFICIAL	(DUREZA DE LA CAPA SUPERFICIAL)/(DUREZA DE 1/4 DE ESPESOR)	
		DUREZA PROMEDIO	CURTOSIS	DUREZA PROMEDIO		
6	A	305	-0,36	67	0.22	EJEMPLO COMPARATIVO
7	B	263	-0.58	128	0.49	EJEMPLO
8	B	289	-0.58	150	0.52	EJEMPLO
9	B	297	-0.41	147	0.50	EJEMPLO
10	B	300	-0.45	172	0.57	EJEMPLO
11	B	218	-0,39	116	0,53	EJEMPLO COMPARATIVO
12	B	298	-0,36	163	0,55	EJEMPLO COMPARATIVO
13	C	408	-0.35	197	0.48	EJEMPLO
14	C	377	-0.39	182	0.48	EJEMPLO
15	C	339	-0.34	163	0.48	EJEMPLO
16	C	367	-0.40	174	0.48	EJEMPLO
17	C	368	-0,42	343	0.93	EJEMPLO COMPARATIVO
18	C	338	-0,41	100	0.30	EJEMPLO COMPARATIVO
19	D	337	-0.39	147	0.44	EJEMPLO
20	D	352	-0.52	212	0.60	EJEMPLO
21	D	335	-0.56	140	0.42	EJEMPLO
22	D	316	-0.47	163	0.51	EJEMPLO
23	D	314	-0,55	89	0.28	EJEMPLO COMPARATIVO
24	D	327	-0,46	290	0.89	EJEMPLO COMPARATIVO
25	E	393	-0.38	189	0.48	EJEMPLO
26	E	358	-0,32	197	0.55	EJEMPLO
27	E	412	-0.34	192	0.47	EJEMPLO
28	E	329	-0,32	272	0.83	EJEMPLO COMPARATIVO
29	E	449	-0,35	359	0.80	EJEMPLO COMPARATIVO
30	F	311	-0.36	167	0.54	EJEMPLO
31	F	330	-0.43	127	0.38	EJEMPLO
32	F	317	-0.45	153	0.48	EJEMPLO
33	F	393	0.13	183	0,47	EJEMPLO COMPARATIVO
34	F	374	-0.01	220	0,59	EJEMPLO COMPARATIVO
35	G	395	-0.39	194	0.49	EJEMPLO
36	G	398	-0.48	190	0.48	EJEMPLO
37	G	356	-0.47	208	0.58	EJEMPLO
38	G	291	-0,38	150	0,52	EJEMPLO COMPARATIVO
39	G	339	-0,42	159	0,47	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 17]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE MEDICION DE LA DUREZA				
		1/4 DE ESPESOR		CAPA SUPERFICIAL	(DUREZA DE LA CAPA SUPERFICIAL)/(DUREZA DE 1/4 DE ESPESOR)	
		DUREZA PROMEDIO	CURTOSIS	DUREZA PROMEDIO		
40	H	434	-0.40	219	0.50	EJEMPLO
41	H	422	-0.33	214	0.51	EJEMPLO
42	H	414	-0.37	239	0.58	EJEMPLO
43	H	442	-0,34	242	0,55	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
44	H	292	-0,37	185	0,63	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
45	I	306	-0.37	188	0.61	EJEMPLO
46	I	284	-0.38	174	0.61	EJEMPLO
47	I	296	-0.36	166	0.56	EJEMPLO
48	I	283	-0.43	142	0.50	EJEMPLO
49	I	290	-0.46	195	0.67	EJEMPLO
50	J	389	-0.46	214	0.55	EJEMPLO
51	J	333	-0.41	146	0.44	EJEMPLO
52	J	355	-0.44	182	0.51	EJEMPLO
53	J	393	-0.62	251	0.64	EJEMPLO
54	J	323	-0.38	176	0.55	EJEMPLO
55	K	301	-0.47	138	0.46	EJEMPLO
56	K	280	-0.42	159	0.57	EJEMPLO
57	K	289	-0.40	125	0.43	EJEMPLO
58	L	315	-0.43	153	0.49	EJEMPLO
59	L	312	-0.47	172	0.55	EJEMPLO
60	L	317	-0.38	145	0.46	EJEMPLO
61	M	372	-0.34	226	0.61	EJEMPLO
62	M	319	-0.43	139	0.44	EJEMPLO
63	M	336	-0.35	154	0.46	EJEMPLO
64	N	324	-0.51	164	0.50	EJEMPLO
65	N	386	-0.45	172	0.45	EJEMPLO
66	N	351	-0.48	188	0.53	EJEMPLO
67	O	398	-0.42	211	0.53	EJEMPLO
68	O	391	-0.47	213	0.55	EJEMPLO
69	O	428	-0.48	212	0.49	EJEMPLO
70	P	299	-0.46	126	0.42	EJEMPLO
71	P	294	-0.33	137	0.47	EJEMPLO
72	P	312	-0.36	145	0.47	EJEMPLO
73	Q	327	-0.33	150	0.46	EJEMPLO
74	Q	276	-0.36	148	0.54	EJEMPLO
75	Q	335	-0.34	129	0.38	EJEMPLO
76	R	344	-0.45	182	0.53	EJEMPLO
77	R	411	-0.39	186	0.45	EJEMPLO
78	R	369	-0.55	175	0.47	EJEMPLO
79	S	342	-0.49	178	0.52	EJEMPLO

[Tabla 18]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE MEDICION DE LA DUREZA				
		1/4 DE ESPESOR		CAPA SUPERFICIAL	(DUREZA DE LA CAPA SUPERFICIAL)/(DUREZA DE 1/4 DE ESPESOR)	
		DUREZA PROMEDIO	CURTOSIS	DUREZA PROMEDIO		
80	S	328	-0.40	169	0.52	EJEMPLO
81	S	337	-0.39	169	0.50	EJEMPLO
82	T	305	-0.50	151	0.50	EJEMPLO
83	T	361	-0.42	158	0.44	EJEMPLO
84	T	347	-0.44	160	0.46	EJEMPLO
85	T	360	-0.52	189	0.53	EJEMPLO
86	T	344	-0.37	212	0.62	EJEMPLO
87	T	338	-0.39	184	0.54	EJEMPLO
88	V	442	-0.59	215	0.49	EJEMPLO
89	V	411	-0.36	183	0.45	EJEMPLO
90	V	470	-0.52	229	0.49	EJEMPLO
91	W	333	-0.36	185	0.56	EJEMPLO
92	W	371	-0.46	190	0.51	EJEMPLO
93	W	323	-0.43	137	0.42	EJEMPLO
94	W	301	-0.35	1140	0.46	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
95	X	287	-0.62	103	0.36	EJEMPLO
96	X	274	-0.42	172	0.63	EJEMPLO
97	X	279	-0.50	130	0.47	EJEMPLO
98	X	308	-0.50	178	0.58	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
99	Y	342	-0.34	166	0.48	EJEMPLO
100	Y	359	-0.40	192	0.54	EJEMPLO
101	Y	417	-0.57	210	0.50	EJEMPLO
102	Y	336	-0.45	134	0.40	EJEMPLO
103	Z	416	-0.45	216	0.52	EJEMPLO
104	Z	386	-0.40	223	0.58	EJEMPLO
105	Z	367	-0.42	210	0.57	EJEMPLO
106	Z	433	-0.34	200	0.46	EJEMPLO
107	AA	128	<u>0.82</u>	116	<u>0.91</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
108	AB	311	-0.41	194	0.62	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
109	AC	294	-0.35	161	0.55	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[Tabla 19]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE MEDICION DE LA DUREZA				
		1/4 DE ESPESOR		CAPA SUPERFICIAL	(DUREZA DE LA CAPA SUPERFICIAL)/(DUREZA DE 1/4 DE ESPESOR)	
		DUREZA PROMEDIO	CURTOSIS	DUREZA PROMEDIO		
201	BA	302	-0.36	133	0.44	EJEMPLO
202	BA	302	-0.41	181	0.60	EJEMPLO
203	BA	314	-0,38	178	0,57	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
204	BB	435	-4.40	261	0.60	EJEMPLO
205	BB	411	-0.42	242	0.59	EJEMPLO
206	BB	347	-0,38	317	<u>0.91</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
207	BC	338	-0.33	193	0.57	EJEMPLO
208	BC	368	-0.42	215	0.60	EJEMPLO
209	BC	313	-0,41	271	<u>0.87</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
210	BD	238	-0.36	138	0.58	EJEMPLO
211	BD	264	-0.42	135	0.51	EJEMPLO
212	BD	257	-0,34	243	<u>0.95</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
213	BE	365	-0.39	190	0.52	EJEMPLO
214	BE	295	-0.42	180	0.61	EJEMPLO
215	BE	328	-0,40	190	0,58	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
216	BF	352	-0.32	204	0.58	EJEMPLO
217	BF	372	-0.40	164	0.44	EJEMPLO
218	BF	359	-0,45	285	<u>0.79</u>	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

La Tabla 20 a la Tabla 23 ilustran los resultados de la evaluación de las características de las láminas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 109 y 201 a 218 por medio de un método descrito a continuación.

- 5 Las piezas de ensayo de tracción de acuerdo con JIS Z 2201 se muestrearon de las láminas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 109 y 201 a 218, se llevó a cabo un ensayo de tracción de acuerdo con JIS Z 2241, y se midieron la tensión de fluencia "YS", la resistencia a la tracción "TS", y el alargamiento total "EL".

Además, se llevó a cabo un ensayo de expansión del orificio (JFST1001) para la evaluación de la capacidad de estiramiento, y se calculó un valor límite de expansión del orificio "λ", como un índice de capacidad de estiramiento.

- 10 Además, se llevó a cabo una prueba de flexión V de 90 grados. Una pieza de ensayo de 35 mm x 100 mm fue cortada a partir de las láminas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 109, una superficie de corte de cizalla se pulió de manera mecánica, y un radio de curvatura se estableció para duplicar el espesor de la lámina, para de este modo llevar a cabo la evaluación. Entonces, una que se convirtió en una forma predeterminada se evaluó como aprobado (O), y una que no se convirtió en la forma predeterminada se evaluó como desaprobado (X). Además, en el momento de la prueba de flexión, la presencia de grietas, la formación de cuellos, y la descamación del chapado se evaluó por separado por medio de observación visual, y una que tenía ninguno de ellos se evaluó como aprobado (O), y una que tenía alguno de ellos se evaluó como desaprobado (X).

ES 2 727 865 T3

[Tabla 20]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE LA EVALUACIÓN DE CARACTERÍSTICAS DE LA LÁMINA DE ACERO							
		ENSAYO DE TRACCIÓN			λ	ENSAYO DE FLEXIÓN			
		YS	TS	EL		(RADIO MÍNIMO DE CURVATURA)/(ESPESOR DE LA LÁMINA)	DESCAMACIÓN DEL CHAPADO	FORMACIÓN DE CUELLOS	
		MPa	MPa	%					
1	A	373	938	19	45	○	○	○	EJEMPLO
2	A	450	958	19	42	○	○	○	EJEMPLO
3	A	444	985	18	50	○	○	○	EJEMPLO
4	A	474	965	19	50	○	○	○	EJEMPLO
5	A	337	<u>880</u>	16	14	×	○	×	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
6	A	367	960	19	17	×	○	×	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
7	B	425	907	18	52	○	○	○	EJEMPLO
8	B	460	917	22	43	○	○	○	EJEMPLO
9	B	518	942	18	41	○	○	○	EJEMPLO
10	B	490	933	18	47	○	○	○	EJEMPLO
11	B	458	<u>738</u>	5	15	×	○	×	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
12	B	464	927	24	5	×	○	×	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
13	C	733	1284	14	40	○	○	○	EJEMPLO
14	C	604	1111	15	41	○	○	○	EJEMPLO
15	C	681	1189	15	37	○	○	○	EJEMPLO
16	C	738	1161	14	51	○	○	○	EJEMPLO
17	C	644	1131	16	49	○	○	×	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
18	C	706	1122	15	19	×	○	○	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
19	D	493	1078	16	45	○	○	○	EJEMPLO
20	D	463	1077	16	46	○	○	○	EJEMPLO
21	D	504	996	17	39	○	○	○	EJEMPLO
22	D	449	1035	115	43	○	○	○	EJEMPLO
23	D	500	1008	19	11	×	○	○	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
24	D	441	1055	15	39	○	○	×	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
25	E	640	1343	13	38	○	○	○	EJEMPLO
26	E	673	1175	15	32	○	○	○	EJEMPLO
27	E	559	1324	13	37	○	○	○	EJEMPLO
28	E	534	1118	16	29	×	○	×	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
29	E	729	1435	12	31	×	○	×	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
30	F	475	1032	17	39	○	○	○	EJEMPLO

ES 2 727 865 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE LA EVALUACIÓN DE CARACTERÍSTICAS DE LA LÁMINA DE ACERO							
		ENSAYO DE TRACCIÓN			λ	ENSAYO DE FLEXIÓN			
		YS	TS	EL		(RADIO MÍNIMO DE CURVATURA)/(ESPESOR DE LA LÁMINA)	DESCAMACIÓN DEL CHAPADO	FORMACIÓN DE CUELLOS	
		MPa	MPa	%					
31	F	628	1100	16	49	o	o	o	EJEMPLO
32	F	571	1032	17	143	o	o	o	EJEMPLO
33	F	502	1189	12	1	x	o	x	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
34	F	786	1255	9	28	x	o	x	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
35	G	756	1335	14	31	o	o	o	EJEMPLO
36	G	549	1236	14	35	o	o	o	EJEMPLO
37	G	595	1240	114	42	o	o	o	EJEMPLO
38	G	503	902	9	17	x	x	x	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
39	G	665	1112	15	33	o	x	o	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[Tabla 21]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE LA EVALUACIÓN DE CARACTERÍSTICAS DE LA LÁMINA DE ACERO							
		ENSAYO DE TRACCIÓN			λ	ENSAYO DE FLEXIÓN			
		YS	TS	EL		(RADIO MÍNIMO DE CURVATURA)/(ESPESOR DE LA LÁMINA)	DESCAMACIÓN DEL CHAPADO	FORMACIÓN DE CUELLOS	
		MPa	MPa	%					
40	H	541	1376	12	32	o	o	o	EJEMPLO
41	H	753	1382	14	38	o	o	o	EJEMPLO
42	H	564	1280	15	36	o	o	o	EJEMPLO
43	H	786	1360	13	40	o	x	o	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
44	H	516	944	10	8	x	x	x	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
45	I	651	1017	19	54	o	o	o	EJEMPLO
46	I	648	977	18	45	o	o	o	EJEMPLO
47	I	524	1012	16	39	o	o	o	EJEMPLO
48	I	642	954	19	42	o	o	o	EJEMPLO
49	I	612	979	18	42	o	o	o	EJEMPLO
50	J	524	1249	13	34	o	o	o	EJEMPLO
51	J	613	1073	16	45	o	o	o	EJEMPLO
52	J	538	1122	15	48	o	o	o	EJEMPLO
53	J	756	1261	14	40	o	o	o	EJEMPLO
54	J	455	1042	16	42	o	o	o	EJEMPLO
55	K	455	972	19	51	o	o	o	EJEMPLO

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE LA EVALUACIÓN DE CARACTERÍSTICAS DE LA LÁMINA DE ACERO							
		ENSAYO DE TRACCIÓN			λ	ENSAYO DE FLEXIÓN			
		YS	TS	EL		(RADIO MÍNIMO DE CURVATURA)/(ESPESOR DE LA LÁMINA)	DESCAMACIÓN DEL CHAPADO	FORMACIÓN DE CUELLOS	
		MPa	MPa	%					
56	K	523	959	20	39	o	o	o	EJEMPLO
57	K	588	1005	16	43	o	o	o	EJEMPLO
58	L	559	1014	18	37	o	o	o	EJEMPLO
59	L	532	1075	15	43	o	o	o	EJEMPLO
60	L	582	1021	15	35	o	o	o	EJEMPLO
61	M	774	1286	13	44	o	o	o	EJEMPLO
62	M	607	1063	17	44	o	o	o	EJEMPLO
63	M	575	1100	17	40	o	o	o	EJEMPLO
64	N	627	1073	16	34	o	o	o	EJEMPLO
65	N	520	1244	15	37	o	o	o	EJEMPLO
66	N	572	1071	16	50	o	o	o	EJEMPLO
67	O	687	1329	13	32	o	o	o	EJEMPLO
68	O	798	1316	14	35	o	o	o	EJEMPLO
69	O	530	1274	14	36	o	o	o	EJEMPLO
70	P	647	1028	17	42	o	o	o	EJEMPLO
71	P	606	982	18	46	o	o	o	EJEMPLO
72	P	620	994	18	43	o	o	o	EJEMPLO
73	Q	548	1038	15	52	o	o	o	EJEMPLO
74	Q	478	936	18	60	o	o	o	EJEMPLO
75	Q	554	1067	17	42	o	o	o	EJEMPLO
76	R	465	1095	15	46	o	o	o	EJEMPLO
77	R	733	1314	13	39	o	o	o	EJEMPLO
78	R	737	1210	13	35	o	o	o	EJEMPLO
79	S	576	1116	15	45	o	o	o	EJEMPLO

[Tabla 22]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE LA EVALUACIÓN DE CARACTERÍSTICAS DE LA LÁMINA DE ACERO							
		ENSAYO DE TRACCIÓN			λ	ENSAYO DE FLEXIÓN			
		YS	TS	EL		(RADIO MÍNIMO DE CURVATURA)/(ESPESOR DE LA LÁMINA)	DESCAMACIÓN DEL CHAPADO	FORMACIÓN DE CUELLOS	
		MPa	MPa	%					
80	S	641	1072	116	48	o	o	o	EJEMPLO
81	S	679	1046	17	50	o	o	o	EJEMPLO
82	T	515	1079	118	43	o	o	o	EJEMPLO
83	T	563	1155	16	51	o	o	o	EJEMPLO
84	T	530	1173	15	47	o	o	o	EJEMPLO
85	T	545	1155	14	40	o	o	o	EJEMPLO
86	T	464	1042	15	44	o	o	o	EJEMPLO

ES 2 727 865 T3

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADO DE LA EVALUACIÓN DE CARACTERÍSTICAS DE LA LÁMINA DE ACERO							
		ENSAYO DE TRACCIÓN			λ	ENSAYO DE FLEXIÓN			
		YS	TS	EL		(RADIO MÍNIMO DE CURVATURA)/(ESPESOR DE LA LÁMINA)	DESCAMACIÓN DEL CHAPADO	FORMACIÓN DE CUELLOS	
		MPa	MPa	%	%				
87	T	624	1082	17	57	○	○	○	EJEMPLO
88	V	825	1471	11	28	○	○	○	EJEMPLO
89	V	583	1345	14	27	○	○	○	EJEMPLO
90	V	875	1462	11	25	○	○	○	EJEMPLO
91	W	676	1073	17	35	○	○	○	EJEMPLO
92	W	673	1114	15	38	○	○	○	EJEMPLO
93	W	579	993	17	57	○	○	○	EJEMPLO
94	W	707	934	2	13	×	○	×	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
95	X	552	977	18	44	○	○	○	EJEMPLO
96	X	524	906	18	57	○	○	○	EJEMPLO
97	X	469	903	19	49	○	○	○	EJEMPLO
98	X	546	953	7	10	×	○	×	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
99	Y	645	1136	15	32	○	○	○	EJEMPLO
100	Y	580	1169	16	45	○	○	○	EJEMPLO
101	Y	541	1283	13	39	○	○	○	EJEMPLO
102	Y	519	1085	15	43	○	○	○	EJEMPLO
103	Z	723	1320	13	36	○	○	○	EJEMPLO
104	Z	583	1218	13	39	○	○	○	EJEMPLO
105	Z	638	1145	16	31	○	○	○	EJEMPLO
106	Z	819	1363	14	28	○	○	○	EJEMPLO
107	AA	219	<u>391</u>	42	110	○	○	○	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
108	AB	532	<u>864</u>	20	20	○	○	○	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>
109	AC	544	952	24	14	×	○	×	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>

[Tabla 23]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	RESULTADOS DE LA MEDICIÓN DE MATERIALES								
		ENSAYO DE TRACCIÓN			λ	ENSAYO DE FLEXIÓN				
		YS	TS	EL		(RADIO MÍNIMO DE CURVATURA)/(ESPESOR DE LA LÁMINA)	DESCAMACIÓN DEL CHAPADO	FORMACIÓN DE CUELLOS		
		MPa	MPa	%					%	
201	BA	708	989	17	60	○	○	○	EJEMPLO	
202	BA	672	1016	18	37	○	○	○	EJEMPLO	
203	BA	IMPOSIBLE LLEVAR A CABO EL ENSAYO DE MEDICIÓN DE MATERIALES DEBIDO A LA FORMA DEFECTUOSA DE LA LÁMINA DE ACERO							<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>	
204	BB	976	1331	13	32	○	○	○	EJEMPLO	
205	BB	1048	1355	13	43	○	○	○	EJEMPLO	
206	BB	834	1174	16	37	x	○	x	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>	
207	BC	836	1225	14	42	○	○	○	EJEMPLO	
208	BC	893	1246	16	44	○	○	○	EJEMPLO	
209	BC	825	1191	16	45	x	○	x	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>	
210	BD	647	936	23	44	○	○	○	EJEMPLO	
211	BD	694	952	19	43	○	○	○	EJEMPLO	
212	BD	IMPOSIBLE LLEVAR A CABO EL ENSAYO DE MEDICIÓN DE MATERIALES DEBIDO A LA FORMA DEFECTUOSA DE LA LÁMINA DE ACERO							<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>	
213	BE	855	1171	14	46	○	○	○	EJEMPLO	
214	BE	716	1071	18	36	○	○	○	EJEMPLO	
215	BE	IMPOSIBLE LLEVAR A CABO EL ENSAYO DE MEDICIÓN DE MATERIALES DEBIDO A LA FORMA DEFECTUOSA DE LA LÁMINA DE ACERO							<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>	
216	BF	939	1227	14	48	○	○	○	EJEMPLO	
217	BF	961	1295	14	38	○	○	○	EJEMPLO	
218	BF	991	1363	13	38	x	○	x	<u>EJEMPLO COMPARATIVO</u>	

Como se ilustra en la Tabla 20 a la Tabla 23, la resistencia a la tracción fue de 900 MPa o más, y el resultado de la prueba de flexión fue O en todos los ejemplos experimentales que son ejemplos de la presente invención entre los ejemplos experimentales 1 a 109 y 201 a 218.

Por otro lado, en los ejemplos experimentales que son ejemplos comparativos entre los ejemplos experimentales 1 a 109 y 201 a 218, la resistencia a la tracción fue de menos de 900 MPa o X se incluyó en los resultados del ensayo de flexión, y que no satisfacen la excelencia tanto en una alta resistencia y la capacidad de flexión.

En el ejemplo experimental 107, la cantidad añadida de C es pequeña y una estructura dura no se puede obtener, y por lo tanto la resistencia es inferior.

En el ejemplo experimental 108, la cantidad añadida de Si es pequeña, el fortalecimiento de la solución sólida de la estructura suave es insuficiente, la dureza de la superficie de la lámina de acero se ablanda en gran medida en comparación con su interior, y por lo tanto la capacidad de estiramiento y la resistencia son inferiores.

En el ejemplo experimental 109, la cantidad añadida de Mn es pequeña, la fracción de volumen de austenita retenida que se vuelve un punto de partida de la destrucción es grande, y por lo tanto la capacidad de estiramiento y la capacidad de flexión son inferiores.

El ejemplo experimental 94 es un ejemplo en el que temperatura de finalización de la laminación en caliente es baja, la microestructura se extiende en una dirección y es heterogénea, y por lo tanto la ductilidad, la capacidad de estiramiento, y la capacidad de flexión son inferiores.

El ejemplo experimental 98 es un ejemplo en el que la temperatura para el bobinado en una bobina es alto después de la laminación en caliente, la microestructura se hace bastante gruesa, y por lo tanto la ductilidad, la capacidad de estiramiento, y la capacidad de flexión son inferiores.

- 5 El ejemplo experimental 6 es un ejemplo en el que la tasa de calentamiento en el paso de recocido es lento, procede la descarburación en la lámina de acero, la dureza de la capa superficial disminuye en gran medida, y por lo tanto la capacidad de estiramiento y la capacidad de flexión son inferiores.

El ejemplo experimental 11 es un ejemplo en el que la temperatura máxima de calentamiento en el paso de recocido es baja, están contenidos muchos carburos gruesos a base de hierro que se convierten en un punto de partida de la destrucción, y por lo tanto la ductilidad, la capacidad de estiramiento y la capacidad de flexión son inferiores.

- 10 Por otra parte, el ejemplo experimental 12 es un ejemplo en el que la temperatura máxima de calentamiento en el paso de recocido es alta, la fracción de volumen de austenita retenida que se vuelve un punto de partida de la destrucción es grande, y por lo tanto la capacidad de estiramiento y la capacidad de flexión son inferiores.

- 15 El ejemplo experimental 17 es un ejemplo en el que el tiempo de retención en la región de temperatura de tratamiento de descarburación es corto, la dureza de la capa superficial es excesivamente alta, y por lo tanto la capacidad de flexión es inferior.

Por otra parte, el ejemplo experimental 18 es un ejemplo en el que el tiempo de retención en la región de temperatura de tratamiento de descarburación es largo, la dureza de la capa superficial disminuye de manera excesiva, y por lo tanto la capacidad de estiramiento y la capacidad de flexión son inferiores.

- 20 El ejemplo experimental 23 es un ejemplo en el que la presión parcial de vapor de agua en la atmósfera en la región de temperatura de tratamiento de descarburación es alta, la dureza de la capa superficial disminuye de manera excesiva, y por lo tanto la capacidad de flexión es inferior.

Por otra parte, el ejemplo experimental 24 es un ejemplo en el que la presión parcial de vapor de agua en la atmósfera en la región de temperatura de tratamiento de descarburación es baja, la dureza de la capa superficial es excesivamente alta, y por lo tanto la capacidad de flexión es inferior.

- 25 Los ejemplos experimentales 28, 29 son ejemplos en los que hay una gran diferencia $\Delta\epsilon$ en las cantidades de tensión totales que se introducen respectivamente en la superficie delantera y la superficie trasera en la región de temperatura de tratamiento de descarburación, y la capacidad de flexión es inferior.

- 30 El ejemplo experimental 33 es un ejemplo en el que la tasa promedio de enfriamiento de 740 °C a 650 °C es baja, la curtosía en la distribución de la dureza dentro de la lámina de acero es grande, y por lo tanto la capacidad de estiramiento y la capacidad de flexión son inferiores.

Por otra parte, el ejemplo experimental 34 es un ejemplo en el que la tasa promedio de enfriamiento de 740 °C a 650 °C es alta, la curtosía en la distribución de la dureza dentro de la lámina de acero es grande, y por lo tanto la ductilidad y la capacidad de flexión son inferiores.

- 35 El ejemplo experimental 5 es un ejemplo en el que la tasa promedio de enfriamiento de 650 °C a 500 °C es baja, una diferencia de dureza entre la capa superficial de la lámina de acero y el interior es pequeña, también se generan muchos carburos a base de hierro, y la capacidad de flexión es inferior.

- 40 El ejemplo experimental 38 es un ejemplo en el que la temperatura de tratamiento de aleación de la capa de chapado es alta, el % de Fe en la capa de chapado es excesivo, también se generan carburos gruesos a base de hierro que se convierten en un punto de partida de la destrucción en el interior de la lámina de acero, y por lo tanto la ductilidad, la capacidad de estiramiento y la capacidad de flexión son inferiores.

Por otra parte, el ejemplo experimental 39 es un ejemplo en el que la temperatura de tratamiento de aleación de la capa de chapado es baja, el % de Fe en la capa de chapado es insuficiente, y por lo tanto la capacidad de flexión es inferior.

- 45 El ejemplo experimental 43 es un ejemplo en el que el tiempo de tratamiento de aleación de la capa de chapado es corto, el % de Fe en la capa de chapado es insuficiente, y la capacidad de flexión es inferior.

Por otra parte, el ejemplo experimental 44 es un ejemplo en el que el tiempo de tratamiento de aleación de la capa de chapado es carburos largas, gruesas a base de hierro que se convierten en un punto de partida de la destrucción se generan en el interior de la lámina de acero, y por lo tanto la ductilidad, la capacidad de estiramiento, y la capacidad de flexión son inferiores.

- 50 El ejemplo experimental 203 es un ejemplo en el que el espesor de la lámina de la lámina de acero es significativamente fino, la planitud de la lámina de acero no se puede mantener, y no fue posible llevar a cabo el ensayo de evaluación de las características predeterminadas.

El ejemplo experimental 206 es un ejemplo en el que hay una gran diferencia $\Delta\epsilon$ en las cantidades de tensión totales que se introducen respectivamente en la superficie delantera y la superficie trasera, y la capacidad de flexión es inferior.

5 En los ejemplos experimentales 209 y 218, la cantidad de tensión introducida en una flexión es pequeña, la dureza de la capa superficial es excesivamente dura, y por lo tanto la capacidad de flexión es inferior.

En los ejemplos experimentales 212 y 215, la cantidad de tensión introducida en una flexión es grande, la forma de la lámina de acero se deteriora, no se obtiene la suficiente planitud, y no fue posible llevar a cabo el ensayo de evaluación de las características predeterminadas.

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión con una resistencia máxima a la tracción de 900 MPa o más, que comprende una capa de galvanizado aleado formada sobre una superficie de una lámina de acero base que contiene, en % en masa,
 - 5 C: de 0,075 a 0,300%,
Si: de 0,30 a 2,50%,
Mn: de 1,30 a 3,50%,
P: de 0,001 a 0,050%,
S: de 0,0001 a 0,0100%,
10 Al: de 0,005 a 1,500%,
N: de 0,0001 a 0,0100%, y
O: de 0,0001 a 0,0100%, y
de manera opcional además contiene, en % en masa, uno o más de
Ti: de 0,005 a 0,150%,
15 Nb: de 0,005 a 0,150%,
B: de 0,0001 a 0,0100%,
Cr: de 0,01 a 2,00%,
Ni: de 0,01 a 2,00%,
Cu: de 0,01 a 2,00%,
20 Mo: de 0,01 a 1,00%,
W: de 0,01 a 1,00%,
V: de 0,005 a 0,150%, y
de 0,0001 a 0,5000% en masa en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM,
con un equilibrio constituido por hierro e impurezas inevitables, en el que:
25 la austenita retenida se limita a 8% o menos en la fracción de volumen en un intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base;
cuando se establecen las regiones de medición plurales con un diámetro de 1 μ m o menos en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base, los valores de medición de la dureza en las regiones de medición plurales están dispuestos en un orden ascendente para obtener una distribución de la dureza, se obtiene
30 un número entero N0,02, que es un número que se obtiene por medio de la multiplicación de un número total de valores de medición de la dureza por 0,02 y el redondeo de este número cuando este número incluye una fracción, la dureza de un valor de medición que es N0,02-ésimo más grande a partir de un valor de medición de la dureza mínimo se toma como 2% de dureza, se obtiene un número entero N0,98, que es un número que se obtiene por medio de la multiplicación de un número total de valores de medición de la dureza por 0,98 y el redondeo de este
35 número cuando este número incluye una fracción, y la dureza de un valor de medición que es N0,98-ésimo más grande a partir de un valor de medición de la dureza mínimo se toma como 98% de dureza, la curtosis K* de la distribución de la dureza entre la dureza de 2% y la dureza de 98% es de -0,30 o menos;
una relación entre la dureza Vickers de una capa superficial de la lámina de acero base y la dureza Vickers de 1/4 de espesor de la lámina de acero base es de 0,35 a 0,70; y
40 un contenido de hierro en la capa de galvanizado aleado es de 8 a 12% en % en masa,
en el que la 'dureza' utilizada para la distribución de la dureza se determina por el uso de un medidor de microdureza dinámico que tiene un indentador piramidal triangular de tipo Berkovich para medir la dureza por medio de un método de medición de la profundidad de empuje con una carga de empuje de 1 g de peso.
 2. La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo

- con la reivindicación 1, en la que la estructura de la lámina de acero base contiene, en la fracción de volumen, de 10 a 75% de ferrita, de 10 a 50% en total de cualquiera o ambos de ferrita bainítica y bainita, de de 10 a 50% de martensita revenida en el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor de la lámina de acero base, la martensita fresca se limita a 15% o menos en la fracción de volumen, y la perlita se limita a 5% o menos en la fracción de volumen.
- 5 **3.** La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con la reivindicación 1, en la que la lámina de acero base además contiene, en % en masa, uno o ambos de
- Ti: de 0,005 a 0,150%, y
- Nb: de 0,005 a 0,150%.
- 10 **4.** La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con la reivindicación 1, en la que la lámina de acero base además contiene, en % en masa, uno o más de
- B: de 0,0001 a 0,0100%,
- Cr: de 0,01 a 2,00%,
- Ni: de 0,01 a 2,00%,
- 15 Cu: de 0,01 a 2,00%,
- Mo: de 0,01 a 1,00%, y
- W: de 0,01 a 1,00%.
- 5.** La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con la reivindicación 1, en la que la lámina de acero base además contiene, en % en masa,
- 20 V: de 0,005 a 0,150%.
- 6.** La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con la reivindicación 1, en la que la lámina de acero base además contiene de 0,0001 a 0,5000% en masa en total de uno o más de
- Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM.
- 25 **7.** La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con la reivindicación 1, en la que una o ambas de una película de revestimiento constituida por un óxido de fósforo y una película de revestimiento constituida por un óxido compuesto que contiene fósforo está o están formadas sobre una superficie de la capa de galvanizado aleado.
- 8.** Un método de fabricación de una lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión, el método comprende:
- 30 un paso de laminación en caliente para el calentamiento a 1050 °C o más de una losa que contiene, en % en masa,
- C: de 0,075 a 0,300%,
- Si: de 0,30 a 2,50%,
- Mn: de 1,30 a 3,50%,
- 35 P: de 0,001 a 0,050%,
- S: de 0,0001 a 0,0100%,
- Al: de 0,005 a 1,500%,
- N: de 0,0001 a 0,0100%, y
- O: de 0,0001 a 0,0100%, y
- 40 de manera opcional además contiene, en % en masa, uno o más de
- Ti: de 0,005 a 0,150%,
- Nb: de 0,005 a 0,150%,

B: de 0,0001 a 0,0100%,

Cr: de 0,01 a 2,00%,

Ni: de 0,01 a 2,00%,

Cu: de 0,01 a 2,00%,

5 Mo: de 0,01 a 1,00%,

W: de 0,01 a 1,00%,

V: de 0,005 a 0,150%, y

de 0,0001 a 0,5000% en masa en total de uno o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM,

10 con un equilibrio constituido por hierro e impurezas inevitables, para completar la laminación en caliente a una temperatura de laminación en caliente de acabado de 880 °C o más, y el bobinado en una región de temperatura de 750 °C o menos;

15 un paso de recocido continuo para el calentamiento de la lámina de acero en un intervalo de temperatura entre 600 °C y el punto de transformación Ac_1 a una tasa promedio de calentamiento de 1 °C o más, el mantenimiento de la lámina de acero durante 20 segundos a 600 segundos a una temperatura de recocido entre (el punto de transformación $Ac_1 + 40$) °C y el punto de transformación Ac_3 y en una atmósfera en la que el logaritmo (presión parcial de agua/presión parcial de hidrógeno) es de -3,0 a 0,0, la realización de un proceso de deformación por flexión e inflexión dos o más veces por el uso de un rodillo con un radio de 800 mm o menos para hacer que una diferencia en la cantidad de tensión acumulada entre una superficie delantera y trasera sea de 0,0050 o menos, y

20 luego el enfriamiento de la lámina de acero en el intervalo de temperatura de 740 °C a 650 °C a una tasa promedio de enfriamiento de 1,0 a 5,0 °C/segundo y el enfriamiento de la lámina de acero en el intervalo de temperatura de 650 °C a 500 °C a una tasa promedio de enfriamiento de 5 a 200 °C/segundo; y

un paso de aleación y chapado para la realización de un tratamiento de aleación que incluye la inmersión de la lámina de acero después del paso de recocido continuo en un baño de galvanización, y luego el mantenimiento de la lámina de acero a una temperatura de 470 a 650 °C durante 10 a 120 segundos.

25 **9.** El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con la reivindicación 8, en el que después del paso de laminación en caliente y antes del paso de recocido continuo, se lleva a cabo un paso de laminación en frío para la laminación en frío con una relación de reducción de 30 a 75%.

30 **10.** El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con la reivindicación 8, en el que después del paso de tratamiento de aleación, la lámina de acero se mantiene a una temperatura de 200 a 350 °C durante 30 a 1000 segundos.

35 **11.** El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en cuanto a su capacidad de flexión de acuerdo con la reivindicación 8, en el que después del paso de tratamiento de aleación, se lleva a cabo un paso de adición de una película de revestimiento constituida por un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo.