

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 755 414**

51 Int. Cl.:

C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/02	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01)	C22C 38/22	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)
C23C 2/28	(2006.01)	C22C 38/34	(2006.01)
C23C 28/00	(2006.01)	C22C 38/38	(2006.01)
C25D 5/26	(2006.01)	C25D 5/36	(2006.01)
B32B 15/01	(2006.01)	C25D 5/48	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C25D 7/06	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **27.07.2012 PCT/JP2012/069261**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **07.02.2013 WO13018740**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **27.07.2012 E 12820097 (9)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **11.09.2019 EP 2740812**

54 Título: **Lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto y método de fabricación de la misma, y lámina de acero galvanizado de alta resistencia y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

29.07.2011 JP 2011167661

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
22.04.2020

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;
HASEGAWA, HAJIME;
WAKABAYASHI, CHISATO y
OKI, TSUYOSHI**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 755 414 T3

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

DESCRIPCIÓN

Lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto y método de fabricación de la misma, y lámina de acero galvanizado de alta resistencia y método de fabricación de la misma

Campo técnico

- 5 La presente invención se refiere a una lámina de acero de alta resistencia y a un método de fabricación de la misma, y a una lámina de acero galvanizado de alta resistencia y a un método de fabricación de la misma y más particularmente a una lámina de acero de alta resistencia que tiene excelente resistencia al impacto y un método de fabricación de la misma. La presente solicitud se basa en y reivindica el beneficio de prioridad de la Solicitud de Patente japonesa anterior No. 2011-167661, presentada el 29 de julio de 2011, cuyo contenido se incorpora a la presente a modo de referencia.

Antecedentes de la técnica

En los últimos años, ha habido una demanda no solo de una mejora en la resistencia de las láminas de acero usadas en automóviles sino también de una mejora en la resistencia al impacto de las mismas, para mejorar la seguridad de colisión mientras se realiza una reducción de peso de los automóviles.

- 15 Como lámina de acero de alta resistencia que tiene energía de absorción de colisión grande, el Documento de Patente 1 describe una lámina de acero de alta resistencia que contiene en %peso, C: 0,05 a 0,3%, Si: 2,0% o menos, Al: 0,01 a 2,0%, Mn: 0,5 a 4,0%, Ni: 0 a 5,0%, P: 0,1% o menos, S: 0,1% o menos, y N: 0,01% o menos, siendo el resto Fe e impurezas inevitables, y teniendo una composición química que satisface $1,5 - 3,0 \times C \leq Si + Al \leq 3,5 - 5,0 \times C$ y $Mn + (Ni/3) \geq 1,0(\%)$, en donde una cantidad de endurecimiento en horno de la lámina de acero es 50 MPa o más.

- 20 Además, como una lámina de acero de alta tensión excelente en absorberencia de colisión, el Documento de Patente 2 describe una lámina de acero de alta ductilidad y alta tensión que tiene una estructura de acero que incluye: bainita que tiene una fracción de volumen VB proporcionada por una expresión $VB \leq (TSs/60) - 1$ (TSs: resistencia a la tensión (MPa) en una prueba de tensión estática); y austenita retenida cuyo contenido de C es 1,2% en masa o menos y cuya fracción de volumen es 5% o más, siendo el resto ferrita, en donde una relación de rendimiento en la prueba de tensión estática es 0,6 o más, y una relación estática-dinámica de la lámina de acero es alta, con una relación de TSd/TSs entre resistencia a la tensión en una prueba de tensión dinámica y resistencia a la tensión en la prueba de tensión estática que satisface una relación proporcionada por una expresión $TSd/TSs \geq 0,8 + (300/TSs)$ (Tsd: la resistencia a la tensión (MPa) en la prueba de tensión dinámica a una tasa de deformación de 1000/s).

- 30 Además, como método para fabricar una lámina de acero laminada en frío de alta resistencia excelente en propiedad de impacto, el Documento de Patente 3 describe un método de fabricación que incluye: laminar en caliente un planchón que tiene una composición que contiene C: 0,08 a 0,18% en masa, Si: 1,00 a 2,0% en masa, Mn: 1,5 a 3,0% en masa, P: 0,03% en masa o menos, S: 0,005 % en masa o menos, y T.Al: 0,01 a 0,1% en masa y en el cual un grado de segregación de Mn definido por una expresión (grado de segregación de Mn = (una concentración de Mn en una porción central del planchón - una concentración de Mn en una base)/la concentración de Mn en la base) es 1,05 a 35 1,10; después del laminado en frío, realizar calentamiento en una región de dos fases o una región de única fase de 750 a 870 °C durante un tiempo de retención de 60 segundos o mayor en una línea de recocido continua; luego, después del enfriamiento en una región de temperatura de 720 a 600 °C a una tasa de enfriamiento promedio de 10 °C/s o menos, realizar un enfriamiento hasta 350 a 460 °C a una tasa de enfriamiento promedio de 10 °C/s o mayor para mantener esta temperatura durante 30 segundos a 20 minutos, y luego realizar el enfriamiento hasta la 40 temperatura ambiente para producir una estructura de cinco fases de ferrita poligonal + ferrita acicular + bainita + austenita retenida + martensita.

- Como lámina de acero usada como lámina de acero para automóviles, el Documento de Patente 4 describe una lámina de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada que contiene, en % en masa, C: 0,05 a 0,25%, Si: 0,5% o menos, Mn: 1 a 3%, P: 0,1% o menos, S: 0,01% o menos, Al: 0,1 a 2%, y N: menos de 0,005%, siendo el resto Fe e impurezas inevitables, en donde $Si + Al \geq 0,6\%$, $(0,0006Al)\% \leq N \leq 0,0058\% - (0,0026 \times Al)\%$, y $Al \leq (1,25 \times C^{0,5} - 0,57 Si + 0,625 Mn)\%$ se satisfacen.

- Como una lámina de acero galvanizado por inmersión en caliente aleada de alta resistencia excelente en absorberencia de energía, el Documento de Patente 5 describe una cuyo material de base es una lámina de acero que tiene: una composición de componentes que contiene C: 0,05 a 0,20% en masa, Si: 0,3 a 1,5% en masa, Mn: 1,0 a 2,5% en masa, y P: 0,1% en masa o menos, siendo el resto Fe e impurezas inevitables; y una microestructura que contiene uno o dos de martensita y austenita retenida totalmente en 25 a 50 %vol., siendo el resto ferrita y bainita, en donde se aplica galvanización por inmersión en caliente de aleación a ambas superficies de la lámina de acero.

- Como una lámina de acero laminada en frío de alta tensión y alta ductilidad excelente en propiedad superficial y absorberencia de impacto, el Documento de Patente 6 describe una que contiene, en relación en peso, C: 0,06 a 0,25%, Si: 2,5% o menos, Mn: 0,5 a 3,0%, P: 0,1% o menos, S: 0,03% o menos, Al: 0,1 a 2,5%, Ti: 0,003 a 0,08%, y N: 0,01% o menos, siendo el resto Fe e impurezas inevitables, en donde un contenido de Ti satisface una relación de (48/14)N

$\leq \text{Ti} \leq (48/14)\text{N} + (48/32)\text{S} + 0,01$, y una estructura después de recocido de recristalización por laminación en frío es una estructura que contiene 5% de austenita retenida o más en fracción de volumen.

5 Como una lámina de acero de alta resistencia y alta ductilidad excelente en dureza a baja temperatura, el Documento de Patente 7 describe una que tiene una estructura que contiene, en % en área, 60% de bainita o más y 1 a 20% de y retenido, siendo el resto básicamente ferrita, en donde el y retenido existe en un grano de la bainita.

El Documento de Patente 8 divulga una lámina de acero de alta resistencia que tiene excelente resistencia a la fisuración por hidrógeno y máxima resistencia a la tensión de 900 MPa o más y un proceso para la producción de la misma.

Documentos de la técnica anterior

10 Documento de patente

Documento de patente 1: Publicación de Patente abierta al público japonesa No. 2001-11565

Documento de patente 2: Publicación de Patente abierta al público japonesa No. 2002-294400

Documento de patente 3: Publicación de Patente abierta al público japonesa No. 2004-300452

Documento de patente 4: Publicación de Patente abierta al público japonesa No. 2006-307327

15 Documento de patente 5: Publicación de Patente abierta al público japonesa No. 2009-68039

Documento de patente 6: Publicación de Patente abierta al público japonesa No. H10-130776

Documento de patente 7: Publicación de Patente abierta al público japonesa No. H11-21653

Documento de patente 8: WO 2011/065591 A1

Descripción de la invención

20 Problemas a resolver por la invención

Sin embargo, en las técnicas convencionales no es posible obtener suficiente resistencia al impacto en una lámina de acero de alta resistencia que tiene una resistencia a la tensión máxima de 900 MPa o mayor, y ha habido una demanda para una mejora adicional en la resistencia al impacto.

25 En vista de las circunstancias descritas anteriormente, la presente invención proporciona una lámina de acero de alta resistencia que tiene excelente resistencia al impacto y un método de fabricación de la misma, y una lámina de acero galvanizado de alta resistencia en la cual se forma una capa galvanizada en una superficie de una lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto y un método de fabricación de la misma.

Medios para resolver los problemas

30 Los inventores de la presente repitieron estudios diligentes para obtener una lámina de acero de alta resistencia cuya resistencia a la tensión máxima es 900 MPa o mayor con la cual se obtiene excelente resistencia al impacto. Como resultado, los inventores de la presente han encontrado que es necesario que una lámina de acero tenga una composición química predeterminada que contenga Al: 0,001 a 0,050%, Ti: 0,0010 a 0,0150%, y N: 0,0001 a 0,0050%, y en una región de un 1/8 de espesor a un 3/8 de espesor cuyo centro está en un 1/4 de espesor de la lámina de acero, una estructura de lámina de acero contiene 1 a 8% de austenita retenida en fracción de volumen, una relación de aspecto promedio de la austenita retenida es 2,0 o menos, una cantidad de Mn de solución sólida en la austenita retenida es 1,1 veces en cantidad promedio de Mn o más, granos de TiN con un diámetro de grano promedio de 0,5 μm o menos están contenidos, y una densidad de granos de AlN con un diámetro de grano de 1 μm o más es 1,0 piezas/ mm^2 o menos.

40 Es decir, la lámina de acero de alta resistencia descrita anteriormente es una que contiene Al, Ti y N en los intervalos antemencionados y en la cual la generación de los granos de AlN con un diámetro de grano promedio de 1 μm o mayor que se vuelven puntos de partida de la destrucción a bajas temperaturas se suprime mediante la generación de los granos de TiN finos con un diámetro de granos de 0,5 μm o menos y, por lo tanto, la densidad de los granos de AlN con un diámetro de grano de 1 μm o mayor es bajo, es decir, 1,0 piezas/ mm^2 o menos. Por lo tanto, en la lámina de acero de alta resistencia descrita anteriormente, se evita la destrucción a partir de los granos de AlN.

45 Además, en la lámina de acero de alta resistencia descrita anteriormente, la fracción de volumen de la austenita retenida que se vuelve los puntos de partida de la destrucción es 1 a 8% y, por lo tanto es pequeña, la austenita retenida tiene una forma estable excelente en isotropía, siendo la relación de aspecto promedio 2,0 o menos, y la austenita retenida es químicamente estable, con una cantidad de Mn de solución sólida en la austenita retenida siendo 1,1 veces la cantidad promedio de Mn o mayor. Por lo tanto, en la lámina de acero de alta resistencia descrita anteriormente, se evita la destrucción a partir de la austenita retenida.

ES 2 755 414 T3

Como se describió anteriormente, en la lámina de acero de alta resistencia descrita anteriormente, debido a que se evita la destrucción a partir de los granos de AlN y la destrucción a partir de la austenita retenida, es posible obtener excelente resistencia al impacto.

La presente invención se completó en base a dichos hallazgos y su fundamento es el siguiente.

5 (1)

Una lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto que consiste, en % en masa, en C: 0,075 a 0,300%, Si: 0,30 a 2,50%, Mn: 1,30 a 3,50%, P: 0,001 a 0,050%, S: 0,0001 a 0,0050%, Al: 0,001 a 0,050%, Ti: 0,0010 a 0,0150%, N: 0,0001 a 0,0050%, y O: 0,0001 a 0,0030%, y que comprende además opcionalmente uno o dos o más elementos seleccionados de Nb: 0,0010 a 0,0150%, V: 0,010 a 0,150%, B: 0,0001 a 0,0100%, Cr: 0,01 a 2,00%, Ni: 0,01 a 2,00%, Cu: 0,01 a 2,00%, Mo: 0,01 a 1,00%, W: 0,01 a 1,00%, y uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM totalmente en 0,0001 a 0,5000% en masa, siendo el resto hierro e impurezas inevitables, y teniendo una estructura de lámina de acero en la cual, en una región de un 1/8 de espesor a un 3/8 de espesor cuyo centro está a un 1/4 de espesor de la lámina de acero, 1 a 8% de austenita retenida se contiene en fracción de volumen, una relación de aspecto promedio de la austenita retenida es 2,0 o menos, una cantidad de Mn de solución sólida en la austenita retenida es 1,1 veces una cantidad promedio de Mn o más, granos de TiN que tienen un diámetro de grano promedio de 0,5 μm o menos están contenidos, y una densidad de granos de AlN con un diámetro de grano de 1 μm o mayor es 1,0 piezas/ mm^2 o menos, en donde la resistencia a la tensión máxima es 900 MPa o más y la reducción en el área es 20% o más, en donde la reducción en el área se mide mediante prueba de tensión en una pieza de prueba de tensión, que se ha enfriado hasta -60 °C.

20 (2)

La lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con (1), en donde la estructura de lámina de acero contiene, en fracción de volumen, 10 a 75% de ferrita, uno o ambos de ferrita bainítica y bainita totalmente en 10 a 50%, y 10 a 50% de martensita templada, y en donde la perlita está limitada a 5% o menos en fracción de volumen y la martensita fresca está limitada a 15% o menos en fracción de volumen.

25 (3)

La lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con (1) que comprende además, en % en masa, uno o dos o más de Nb: 0,0010 a 0,0150%, V: 0,010 a 0,150%, y B: 0,0001 a 0,0100%.

(4)

30 La lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con (1) que contiene además, en % en masa, uno o dos o más de Cr: 0,01 a 2,00%, Ni: 0,01 a 2,00%, Cu: 0,01 a 2,00%, Mo: 0,01 a 1,00%, y W: 0,01 a 1,00%.

(5)

La lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con (1) que contiene además uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM totalmente en 0,0001 a 0,5000 % en masa.

35 (6)

La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con (1), en donde se forma una capa galvanizada en una superficie.

(7)

40 La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con (6), en donde una película de revestimiento hecha de un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo se forma en la superficie de la capa galvanizada.

(8)

Un método de fabricación de una lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto, incluyendo el método: un paso de laminado en caliente en el cual un planchón que consiste, en % en masa, en C: 0,075 a 0,300%, Si: 0,30 a 2,50%, Mn: 1,30 a 3,50%, P: 0,001 a 0,050%, S: 0,0001 a 0,0050%, Al: 0,001 a 0,050%, Ti: 0,0010 a 0,0150%, N: 0,0001 a 0,0050%, y O: 0,0001 a 0,0030%, y que comprende además opcionalmente uno o dos o más elementos seleccionados de Nb: 0,0010 a 0,0150%, V: 0,010 a 0,150%, B: 0,0001 a 0,0100%, Cr: 0,01 a 2,00%, Ni: 0,01 a 2,00%, Cu: 0,01 a 2,00%, Mo: 0,01 a 1,00%, W: 0,01 a 1,00%, y uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM totalmente en 0,0001 a 0,5000 % en masa, siendo el resto hierro e impurezas inevitables se calienta hasta 1210 °C o superior, se realiza una reducción en una condición que satisface la siguiente (Expresión 1) al menos en un intervalo de temperatura de 1100 a 1000 °C, la reducción se finaliza a una temperatura de laminado en caliente de acabado que es una temperatura que es no menor que 800 °C o Ar_3 (un punto de transformación) el que sea la temperatura

5 más alta y cuya temperatura no sea más alta que 970 °C, el embobinado se realizó en una región de temperatura de 750 °C o menor y el enfriamiento se realiza a una tasa de enfriamiento promedio de 15 °C/hora o menos; un paso de laminado en frío en el cual el laminado en frío se realiza a una relación de reducción de 30 a 75% después del paso de laminado en caliente; y un paso de recocido continuo, después del paso de laminado en frío, el recocido donde se realiza el calentamiento en un intervalo de temperatura de 550 a 700 °C a una tasa de calentamiento promedio de 10 °C/segundo o menos, una temperatura de calentamiento máxima se fija en una temperatura entre (un punto de transformación Ac₁ + 40) y 1000 °C, se realiza el enfriamiento en un intervalo de temperatura de la temperatura de calentamiento máxima a 700 °C a una tasa de enfriamiento promedio de 1,0 a 10,0 °C/segundo, se realiza el enfriamiento en un intervalo de temperatura de 700 a 500 °C a una tasa de enfriamiento promedio de 5,0 a 200,0 °C/segundo, y se realiza un proceso de retención en un intervalo de temperatura de 350 a 450 °C durante 30 a 1000 segundos.

[Expresión Numérica 1]

$$1,0 \leq \left\{ \sum_{i=1}^n \left[\left\{ -97,2 + 5,47 \cdot (T_{i+1} + T_i)^{1/2} - 0,067 \cdot (T_{i+1} + T_i) \right\}^2 \cdot \exp\left(-\frac{20800}{T_{i+1} + T_i}\right) \cdot t_i \cdot \varepsilon_i^{1/2} \right] \right\}^{1/2} \leq 5,0$$

... (Expresión 1)

15 En la (Expresión 1), i representa el número de pasadas, T_i representa una temperatura de acritud de la i^a pasada, t_i representa un tiempo transcurrido de la i^a pasada a la pasada i+1^a, y ε_i representa una relación de reducción de la i^a pasada.

(9)

20 Un método para fabricar una lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto, en donde, en el paso de recocido continuo del método de fabricación de acuerdo con (8), se forma una capa galvanizada sobre una superficie de la lámina de acero al aplicar electrolgalvanización después del proceso de retención.

(10)

25 Un método de fabricación de una lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto, en donde, en el paso de recocido continuo del método de fabricación de acuerdo con (8), después del enfriamiento en el intervalo de temperatura de 700 a 500 °C, la lámina de acero se sumerge en un baño de galvanización para formar una capa galvanizada sobre una superficie de la lámina de acero antes del proceso de retención en el intervalo de temperatura de 350 a 450 °C o después del proceso de retención.

(11)

30 El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con (10), en donde, después de sumergirse en el baño de galvanización, la lámina de acero se recalienta hasta 460 a 600 °C y se retiene durante dos segundos o más para alea la capa galvanizada.

(12)

35 El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en la resistencia al impacto de acuerdo con (10), en donde, después de que se forma la capa galvanizada, una película de revestimiento hecha de un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo se aplica sobre una superficie de la capa galvanizada.

(13)

40 El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en la resistencia al impacto de acuerdo con (11), en donde, después de que se alea la capa galvanizada, una película de revestimiento hecha de un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo se aplica sobre una superficie de la capa galvanizada aleada.

Efecto de la invención

45 En la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención, debido a que se evita que los granos de AIN y la austenita retenida funcionen como puntos de partida de destrucción, es posible obtener una lámina de acero de alta resistencia que tenga excelente resistencia al impacto y que tenga una resistencia a la tensión máxima de 900 MPa o mayor. Además, de acuerdo con el método de fabricación de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención, es posible proporcionar una lámina de acero de alta resistencia que tenga excelente resistencia al impacto y que tenga una resistencia a la tensión máxima de 900 MPa o mayor. Además, de acuerdo con la presente invención, es posible proporcionar una lámina de acero galvanizado de alta resistencia en el cual se forma una capa galvanizada

sobre una superficie de una lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto y un método de fabricación de la misma.

Mejor modo para llevar a cabo la invención

Componentes Químicos

5 Primero, se describirán los componentes químicos (composición) de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención. Cabe destacar que el [%] en la siguiente descripción representa [% en masa].

La lámina de acero de alta resistencia de la presente invención contiene C: 0,075 a 0,300%, Si: 0,30 a 2,50%, Mn: 1,30 a 3,50%, P: 0,001 a 0,050%, S: 0,0001 a 0,0050%, Al: 0,001 a 0,050%, Ti: 0,0010 a 0,0150%, N: 0,0001 a 0,0050%, y O: 0,0001 a 0,0030%, siendo el resto hierro e impurezas inevitables.

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

C está contenido para aumentar la resistencia de la lámina de acero de alta resistencia. Sin embargo, cuando el contenido de C es superior a 0,300%, la soldabilidad se vuelve insuficiente. En vista de la soldabilidad, el contenido de C es preferiblemente 0,250% o menos y más preferiblemente 0,220% o menos. Por otro lado, cuando el contenido de C es menor que 0,075%, la resistencia baja y no es posible asegurar la resistencia a la tensión máxima de 900 MPa o más. Para aumentar la resistencia, el contenido de C es preferiblemente 0,090% o más y más preferiblemente 0,100% o más.

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

20 Si es un elemento necesario para suprimir la generación de un carburo en base a hierro en la lámina de acero y para aumentar la resistencia y maleabilidad. Sin embargo, cuando el contenido de Si es superior a 2,50%, la lámina de acero se vuelve frágil de manera que su ductilidad se deteriora. En vista de la ductilidad, el contenido de Si es preferiblemente 2,20% o menos y más preferiblemente 2,00% o menos. Por otro lado, cuando el contenido de Si es menor que 0,30%, se genera una gran cantidad de un carburo en base a hierro grueso en un paso de recocido, resultando en el deterioro de la resistencia y maleabilidad. Desde este punto de vista, un valor de límite inferior de Si es preferiblemente 0,50% o más y más preferiblemente 0,70% o más.

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

30 Se agrega Mn a la lámina de acero de la presente invención para aumentar la resistencia de la lámina de acero. Sin embargo, cuando el contenido de Mn es superior a 3,50%, se genera una porción concentrada de Mn gruesa en una porción central de espesor de la lámina de acero, que es probable que provoque fisuración y provoque un problema tal como fractura de un planchón de colada. Además, cuando el contenido de Mn es superior a 3,50%, la soldabilidad también se deteriora. Por lo tanto, el contenido de Mn necesita ser 3,50% o menos. En vista de la soldabilidad, el contenido de Mn es preferiblemente 3,20% o menos y 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 una estructura suave durante el enfriamiento después del recocido, lo cual hace difícil asegurar la resistencia a la tensión máxima de 900 MPa o más. Por lo tanto, el contenido de Mn necesita ser 1,30% o más. Para aumentar la resistencia, el contenido de Mn es preferiblemente 1,50% o más y más preferiblemente 1,70% o más.

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

40 P tiende a segregarse en la porción de centro de espesor de la lámina de acero y vuelve frágil a una porción soldada. Cuando el contenido de P es superior a 0,050%, la porción soldada se vuelve frágil en gran medida y, por lo tanto, el contenido de P está limitado a 0,050% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite inferior del contenido de P, pero fijar el contenido de P en menos de 0,001% viene acompañado de un gran aumento en el coste de fabricación y, por lo tanto, 0,001% se fija como el valor del límite inferior.

"S: 0,0001 a 0,0050%"

45 S tiene un efecto adverso sobre la soldabilidad y factibilidad de fabricación en el momento de fundición y en el momento de laminado en caliente. Además, S acoplado con Ti genera un sulfuro para evitar que Ti se vuelva un nitruro y para inducir indirectamente la generación de un nitruro de Al y, por lo tanto, un valor de límite superior del contenido de S se fija en 0,0050%. Desde este punto de vista, el contenido de S es preferiblemente 0,035% o menos y más preferiblemente 0,0025% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin limitar particularmente el límite inferior del contenido de S, pero fijar el contenido de S en menos de 0,0001% viene acompañado de un gran aumento en el coste de fabricación y, por lo tanto, 0,0001 % se fija como el valor del límite inferior.

"Al: 0,001% a 0,050%"

Al, cuando se agrega en gran cantidad, forma un nitruro grueso para disminuir un valor de estiraje a bajas temperaturas y para deteriorar la resistencia al impacto y, por lo tanto, un límite superior del contenido de Al se fija en 0,050%. Para

evitar la generación del nitruro grueso, el contenido de Al es preferiblemente 0,035% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite inferior del contenido de Al, pero fijar el contenido de Al en menos de 0,001% viene acompañado de un gran aumento en el coste de fabricación y, por lo tanto, 0,001% se fija como el valor del límite inferior. Además, Al es un elemento efectivo como un material desoxidante y desde este punto de vista, el contenido de Al es preferiblemente 0,005% o más, y más preferiblemente 0,010% o más.

"N: 0,0001 a 0,0050%"

Debido a que N forma un nitruro grueso que funciona como un punto de partida de destrucción a bajas temperaturas y deteriora la resistencia al impacto, necesita reducirse la cantidad de adición. Cuando el contenido de N es superior a 0,0050%, esta influencia se vuelve prominente y, por lo tanto, un intervalo del contenido de N se fija en 0,0050% o menos. Desde este punto de vista, el contenido de N es preferiblemente 0,0040% o menos y más preferiblemente 0,0030% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite inferior del contenido de N, pero fijar el contenido de N en menos de 0,0001% provoca un gran aumento en el coste de fabricación y, por lo tanto, 0,0001% se fija como el valor del límite inferior.

"O: 0,0001 a 0,0030%"

Debido a que O forma un óxido grueso y genera un punto de partida de destrucción a bajas temperaturas, su contenido necesita reducirse. Cuando el contenido de O es superior a 0,0030%, esta influencia se vuelve prominente y, por lo tanto, un límite superior del contenido de O se fija en 0,0030% o menos. Desde este punto de vista, el contenido de O es preferiblemente 0,0020% o menos y más preferiblemente 0,0010% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite inferior del contenido de O, pero fijar el contenido de O en menos de 0,0001% viene acompañado de un gran aumento en el coste de fabricación y, por lo tanto, 0,0001% se fija como el límite inferior.

"Ti: 0,0010 a 0,0150%"

Ti es un elemento que forma un nitruro fino como resultado de laminado en caliente en condiciones apropiadas y suprime la generación del nitruro de Al grueso, y reduce los puntos de partida de destrucción a bajas temperaturas y mejora la resistencia al impacto. Para obtener este efecto, el contenido de Ti necesita ser 0,0010% o más, y el contenido de Ti es preferiblemente 0,0030% o más, y más preferiblemente 0,0050% o más. Por otro lado, cuando el contenido de Ti es superior a 0,0150%, la maleabilidad de una porción suave en la lámina de acero se deteriora debido a la segregación de un carbonitruro fino que disminuye un valor de estiraje a bajas temperaturas, en su lugar. Por lo tanto, el contenido de Ti se fija en 0,0150% o menos. En vista de la maleabilidad, el contenido de Ti es preferiblemente 0,0120% o menos y más preferiblemente 0,0100% o menos.

La lámina de acero de alta resistencia de la presente invención puede contener además los siguientes elementos cuando sea necesario.

"Nb: 0,0010 a 0,0150%"

Nb es un elemento que forma un nitruro fino como resultado de aplicar el laminado en caliente en condiciones apropiadas y suprime la generación del nitruro de Al grueso, y reduce los puntos de partida de destrucción a bajas temperaturas. Para obtener este efecto, el contenido de Nb es preferiblemente 0,0010% o más, y el contenido de Nb es más preferiblemente 0,0030% o más, y aún más preferiblemente 0,0050% o más. Por otro lado, cuando el contenido de Nb es superior a 0,0150%, la maleabilidad de la porción suave en la lámina de acero se deteriora debido a la segregación de un carbonitruro fino que disminuye el valor de estiraje a bajas temperaturas, en su lugar y, por lo tanto, el contenido de Nb es preferiblemente 0,0150% o menos. En vista de la maleabilidad, el contenido de Nb es más preferiblemente 0,0120% o menos y aún más preferiblemente 0,0100% o menos.

"V: 0,010 a 0,150%"

V es un elemento que forma un nitruro fino como resultado de aplicar el laminado en caliente en condiciones apropiadas y suprime la generación del nitruro de Al grueso, y reduce los puntos de partida de destrucción a bajas temperaturas. Para obtener este efecto, el contenido de V necesita ser 0,010% o más, y el contenido es preferiblemente 0,030% o más, y más preferiblemente 0,050% o más. Por otro lado, cuando el contenido de V es superior a 0,150%, la maleabilidad de la porción suave en la lámina de acero se deteriora debido a la segregación de un carbonitruro fino que disminuye el valor de estiraje a bajas temperaturas, en su lugar y, por lo tanto, el contenido de V es preferiblemente 0,150% o menos. En vista de la maleabilidad, el contenido de V es más preferiblemente 0,120% o menos y aún más preferiblemente 0,100% o menos.

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

B es un elemento que forma un nitruro fino como resultado de aplicar el laminado en caliente en condiciones apropiadas y suprime la generación del nitruro de Al grueso, y reduce los puntos de partida de destrucción a bajas temperaturas. Para obtener este efecto, el contenido de B es preferiblemente 0,0001% o más, y el contenido de B es preferiblemente 0,0003% o más, y más preferiblemente 0,0005% o más. Además, B es un elemento que suprime la

ES 2 755 414 T3

transformación de fases a altas temperaturas y que es efectivo para aumentar la resistencia y puede agregarse más, pero cuando el contenido de B es superior a 0,0100%, la docilidad en el trabajo en caliente se ve afectada, conduciendo al deterioro en productividad y, por lo tanto, el contenido de B es preferiblemente 0,0100% o menos. En vista de la productividad, el contenido de B es más preferiblemente 0,0050% o menos y aún más preferiblemente 0,0030% o menos.

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

Cr es un elemento que suprime la transformación de fases a altas temperaturas y es efectivo para aumentar la resistencia y puede agregarse en lugar de la parte de C y/o Mn. Cuando el contenido de Cr es superior a 2,00%, la docilidad en el trabajo en caliente se ve afectada, conduciendo al deterioro en la productividad y, por lo tanto, el contenido de Cr es preferiblemente 2,00% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite inferior del contenido de Cr, pero para obtener de manera suficiente el efecto de aumentar la resistencia por Cr, el contenido de Cr es preferiblemente 0,01% o más.

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

Ni es un elemento que suprime la transformación de fases a altas temperaturas y es efectivo para aumentar la resistencia y puede agregarse en lugar de la parte de C y/o Mn. Cuando el contenido de Ni es superior a 2,00%, la soldabilidad se ve afectada y, por lo tanto, el contenido de Ni es preferiblemente 2,00% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite inferior del contenido de Ni, pero para obtener de manera suficiente el efecto de aumentar la resistencia por Ni, el contenido de Ni es preferiblemente 0,01% o más.

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

Cu es un elemento que aumenta la resistencia cuando existe en acero como granos finos, y puede agregarse en lugar de parte de C y/o Mn. Cuando el contenido de Cu es superior a 2,00%, la soldabilidad se ve afectada y, por lo tanto, el contenido de Cu es preferiblemente 2,00% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite inferior del contenido de Cu, pero para obtener de manera suficiente el efecto de aumentar la resistencia por Cu, el contenido de Cu es preferiblemente 0,01% o más.

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

Mo es un elemento que suprime la transformación de fases a altas temperaturas y es efectivo para aumentar la resistencia y puede agregarse en lugar de la parte de C y/o Mn. Cuando el contenido de Mo es superior a 1,00%, la docilidad en el trabajo en caliente se ve afectada, conduciendo al deterioro de la productividad. Por lo tanto, el contenido de Mo es preferiblemente 1,00% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite inferior del contenido de Mo, pero para obtener de manera suficiente el efecto de aumentar la resistencia por Mo, el contenido de Mo es preferiblemente 0,01% o más.

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

W es un elemento que suprime la transformación de fases a altas temperaturas y es efectivo para aumentar la resistencia y puede agregarse en lugar de la parte de C y/o Mn. Cuando el contenido de W es superior a 1,00%, la docilidad en el trabajo en caliente se ve afectada, conduciendo al deterioro en la productividad y, por lo tanto, el contenido de W es preferiblemente 1,00% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite inferior del contenido de W, pero para obtener de manera suficiente el efecto de aumentar la resistencia por W, el contenido de W es preferiblemente 0,01% o más.

"Uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM totalmente en 0,0001 a 0,5000%"

Ca, Ce, Mg, Zr, Hf, y REM son elementos efectivos para mejorar la maleabilidad, y pueden agregarse uno o dos o más de los mismos. Sin embargo, cuando el contenido total de uno o dos o más de Ce, Mg, Zr, Hf, y REM es superior a 0,5000%, la ductilidad tiende a perderse, en su lugar. Por lo tanto, el contenido total de los elementos es preferiblemente 0,5000% o menos. Los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite inferior del contenido de uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM, pero para obtener de manera suficiente el efecto de mejorar la maleabilidad de la lámina de acero, el contenido total de los elementos es preferiblemente 0,0001% o más. En vista de la maleabilidad, el contenido total de uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM es más preferiblemente 0,0005% o más y aún más preferiblemente 0,0010% o más.

Cabe destacar que REM significa Metal de Tierras Raras y se refiere a un elemento que pertenece a una serie de lantánidos. En la presente invención, REM y Ce se agregan a menudo como metal de Misch, y elementos de la serie de lantánidos están contenidos a veces en una forma compleja en adición a La y Ce. Incluso cuando un elemento de la serie de lantánidos que no sea La y Ce esté contenido como impurezas inevitables, se exhiben los efectos de la presente invención. Incluso cuando se agregan los metales La y Ce, se exhiben los efectos de la presente invención.

(Estructura de lámina de acero)

Una razón por la cual se estipula la estructura de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención es la siguiente.

"Granos de TiN"

5 Una estructura de lámina de acero de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención contiene granos de TiN que tienen un diámetro de grano promedio de 0,5 μm o menos. Los granos de TiN gruesos funcionan como puntos de partida de destrucción, pero los granos de TiN finos cuyo diámetro de grano promedio es 0,5 μm o menos no funcionan como los puntos de partida de destrucción. El diámetro de grano promedio de los granos de TiN es preferiblemente 0,3 μm o menos y más preferiblemente 0,1 μm o menos para evitar de manera efectiva que los granos de TiN funcionen como los puntos de partida de destrucción y para mejorar además la resistencia al impacto de la lámina de acero de alta resistencia.

El diámetro de grano promedio de los granos de TiN se encuentra mediante el siguiente método, por ejemplo.

15 Específicamente, una muestra para un microscopio electrónico de transmisión (TEM) que contiene granos de TiN se prepara a partir de una sección transversal en el sentido del espesor paralela a una dirección de laminado por un método de réplica de extracción y 10 piezas o más de los granos de TiN se observan al usar un microscopio electrónico de transmisión. Un diámetro de grano de cada uno de los granos de TiN se define como un diámetro de un círculo que tiene un área igual a un área proyectada del grano de TiN obtenida por análisis de imágenes. Luego, los diámetros de grano de las 10 piezas o más de los granos de TiN se miden y a partir de un valor promedio de los mismos, se encuentra el diámetro de grano promedio de los granos de TiN.

20 "Granos de AlN"

Además, en la estructura de lámina de acero de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención, una densidad de granos de AlN que tienen un diámetro de grano de 1 μm o más es 1,0 piezas/ mm^2 o menos. Los granos de AlN gruesos que tienen un diámetro de grano de 1 μm o más funcionan como los puntos de partida de destrucción. En la estructura de lámina de acero de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención, debido a la densidad de los granos de AlN que tienen un diámetro de grano de 1 μm o más es 1,0 piezas/ mm^2 o menos, se evita que comience la destrucción a partir de los granos de AlN. Para evitar de manera más efectiva que la destrucción comience a partir de los granos de AlN, la densidad de los granos de AlN que tienen un diámetro de grano de 1 μm o más es preferiblemente 0,5 piezas/ mm^2 o menos, y más preferiblemente 0,1 piezas/ mm^2 o menos.

30 Incidentalmente, el diámetro de grano promedio de los granos de TiN y la densidad de los granos AlN que tienen un diámetro de grano de 1 μm o más pueden medirse en cualquier posición de espesor en la lámina de acero excepto la superficie más superior de la lámina de acero, donde la cantidad de los granos es pequeña. Por ejemplo, de manera similar a la austenita retenida, ferrita, etc. descrita más adelante, se miden preferiblemente en una posición de espesor 1/8 a 3/8 como un área que representa la lámina de acero, por ejemplo.

35 En la presente invención, el grano de AlN que tiene un diámetro de grano de 1 μm o más significa un grano de AlN cuyo diámetro equivalente a un círculo d es 1 μm o más. El diámetro equivalente a un círculo d es un diámetro de un círculo que tiene un área igual a un área proyectada S del grano obtenida por análisis de imagen y se encuentra mediante la siguiente expresión. $d = \sqrt{(4S/\pi)}$.

La densidad de los granos de AlN en la presente invención se encuentra mediante el siguiente método, por ejemplo.

40 Específicamente un área de 10,0 mm^2 o más grande de la sección transversal en el sentido del espesor paralela a la dirección de laminado se observa al usar un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM), se cuenta la cantidad de granos de AlN de 1 μm o más grandes y se calcula la densidad de los mismos. Cabe destacar que los componentes de los granos de AlN pueden confirmarse al usar un espectroscopio de rayos X de dispersión de energía unido al FE-SEM.

45 La estructura de lámina de acero de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención contiene 1 a 8% de austenita retenida en fracción de volumen en una región de un espesor de 1/8 a un espesor de 3/8 cuyo centro está a un espesor de 1/4 de la lámina de acero y una relación de aspecto promedio de la austenita retenida es 2,0 o menos y una cantidad de Mn de solución sólida en la austenita retenida es 1,1 veces una cantidad promedio de Mn o más.

50 La fracción de volumen de la austenita retenida es de manera deseable 1 a 8% en la estructura de lámina de acero entera. Sin embargo, una estructura de metal en la región de un espesor de 1/8 a un espesor de 3/8 cuyo centro está en un espesor de 1/4 de la lámina de acero representa la estructura de toda la lámina de acero. Por lo tanto, si la fracción de volumen de la austenita retenida contenida en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8 de la lámina de acero es 1 a 8%, puede considerarse que la fracción de volumen de la austenita retenida contenida en la estructura entera de la lámina de acero es 1 a 8%. Por lo tanto, en la presente invención, se estipula un intervalo de la fracción de volumen de la austenita retenida en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8 de la lámina de acero base.

Además, es preferible que, en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8, la estructura de lámina de acero de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención contiene, en fracción de volumen, 10 a 75% de ferrita, una o ambas de ferrita bainítica y bainita totalmente en 10 a 50%, y 5 a 50% de martensita templada además de la austenita retenida, la perlita está limitada a 5% o menos en fracción de volumen, y la martensita fresca está limitada a 15% o menos en fracción de volumen. La lámina de acero de alta resistencia de la presente invención, cuando tiene dicha estructura de lámina de acero, tiene una maleabilidad más excelente.

De manera similar, estas estructuras de metal tales como la ferrita están de manera deseable en los intervalos predeterminados en la estructura de lámina de acero completa. Sin embargo, la estructura de metal en la región de un espesor de 1/8 a un espesor de 3/8 cuyo centro está en un espesor de 1/4 de la lámina de acero representa la estructura de toda la lámina de acero. Por lo tanto, si, en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8 de la lámina de acero, 10 a 75% de ferrita, una o ambos de ferrita bainítica y bainita totalmente en 10 a 50%, y 5 a 50% de martensita templada están contenidas en la fracción de volumen, la perlita está limitada a 5% o menos en fracción de volumen, y la martensita fresca está limitada a 15% o menos en fracción de volumen, puede considerarse que estas estructuras de metal tales como la ferrita están básicamente en los intervalos predeterminados en la estructura entera de la lámina de acero. Por lo tanto, en la presente invención, en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8 de la lámina de acero, se estipulan los intervalos de las fracciones de volumen de estas estructuras de metal tales como la ferrita.

"Austenita retenida"

La austenita retenida necesita estar contenida dentro de un intervalo que no afecte el valor de estiraje a bajas temperaturas para mejorar en gran medida la resistencia y ductilidad. Cuando la fracción de volumen de la austenita retenida es de menos de 1%, la mejora en resistencia y ductilidad es insuficiente y esta se fija como un límite inferior. En vista de la resistencia y maleabilidad, una cantidad de la austenita retenida es preferiblemente 1,5% o más y preferiblemente 2,0% o más. Por otro lado, debido a que la austenita retenida funciona como el punto de partida de destrucción para deteriorar en gran medida la plegabilidad; su fracción de volumen en la estructura de lámina de acero necesita estar limitada a 8% o menos. Para aumentar la plegabilidad, la fracción de volumen de la austenita retenida es más preferiblemente 6% o menos.

Además, para evitar la destrucción que comienza a partir de la austenita retenida, es preferible que la austenita retenida tenga una forma estable y sea químicamente estable.

En la presente invención, la austenita retenida tiene una relación de aspecto promedio de 2,0 o menos y tiene una forma estable excelente en isotropía. Para hacer la forma de la austenita retenida más estable, la relación de aspecto promedio de la austenita retenida es preferiblemente 1,8 o menos y más preferiblemente 1,6 o menos. Un límite inferior de la relación de aspecto promedio de la austenita retenida es 1,0. Cuando la relación de aspecto promedio es 2,0, parte de la austenita retenida se transforma fácilmente en martensita cuando se estira a bajas temperaturas, de manera que se genera el punto de partida de destrucción, conduciendo al deterioro en el valor de estiraje.

En la presente invención, la cantidad de Mn de solución sólida en la austenita retenida es 1,1 veces la cantidad promedio de Mn o más ""(la cantidad de Mn de solución sólida en la austenita retenida/la cantidad promedio de Mn) \geq 1,1", por la cual la austenita retenida está hecha químicamente estable. Para hacer la austenita retenida más químicamente estable, la cantidad de Mn de solución sólida en la austenita retenida es preferiblemente 1,2 veces la cantidad promedio de Mn o más y más preferiblemente 1,3 veces o más. Su límite superior no está particularmente fijado, pero para fijarlo en 2,0 veces o más requiere una instalación especial y 2,0 veces se fija como un límite superior práctico.

"Ferrita"

La ferrita es una estructura efectiva para mejorar el valor de estiraje a temperaturas bajas y está contenida preferiblemente en la estructura de lámina de acero en 10 a 75% en fracción de volumen. Cuando la fracción de volumen de la ferrita es menor que 10%, no puede obtenerse un valor de estiraje suficiente. En vista del valor de estiraje, la fracción de volumen de la ferrita contenida en la estructura de lámina de acero es preferiblemente 15% o más y más preferiblemente 20% o más. Por otro lado, debido a que la ferrita es una estructura blanda, cuando su fracción de volumen es superior a 75%, no se obtiene a veces resistencia suficiente. Para aumentar suficientemente la resistencia a la tensión de la lámina de acero, la fracción de volumen de la ferrita contenida en la estructura de lámina de acero es preferiblemente 65% o menos y más preferiblemente 50% o menos.

"Perlita"

Cuando la cantidad de perlita es grande, la ductilidad se deteriora. A partir de esto, la fracción de volumen de la perlita contenida en la estructura de la lámina de acero está limitada preferiblemente a 5% o menos y más preferiblemente 2% o menos.

"Ferrita bainítica y bainita"

La ferrita bainítica y la bainita son estructuras excelentes en equilibrio de resistencia y ductilidad y la estructura de lámina de acero contiene preferiblemente uno o ambos de la ferrita bainítica y la bainita totalmente en una fracción de

volumen de 10 a 50%. Además, la ferrita bainítica y la bainita son microestructuras que tienen resistencia intermedia entre las de la ferrita suave y martensita dura y entre las de martensita templada y austenita retenida y en vista de la expansibilidad, su contenido total es preferiblemente 15% o más y aún más preferiblemente 20% o más. Por otro lado, cuando la fracción de volumen total de la ferrita bainítica y la bainita es superior a 50%, un límite de elasticidad aumenta excesivamente para deteriorar la capacidad de fijación de la forma, lo cual no es preferible. Incidentalmente, solo puede contenerse una de la ferrita bainítica y la bainita o ambas pueden contenerse.

"Martensita fresca"

La martensita fresca mejora en gran medida la resistencia a la tensión, pero por otro lado, funciona como el punto de partida de destrucción para deteriorar en gran medida el valor de estiraje a bajas temperaturas y, por lo tanto, su fracción de volumen en la estructura de lámina de acero está limitada preferiblemente a 15% o menos. Para aumentar el valor de estiraje a bajas temperaturas, la fracción de volumen de la martensita fresca es más preferiblemente 10% o menos y aún más preferiblemente 5% o menos.

"Martensita templada"

La martensita templada es una estructura que mejora en gran medida la resistencia a la tensión y puede contenerse en la estructura de lámina de acero en fracción de volumen de 50% o menos. En vista de la resistencia a la tensión, la fracción de volumen de la martensita templada es preferiblemente 10% o más. Por otro lado, cuando la fracción de volumen de la martensita templada contenida en la estructura de lámina de acero es superior a 50%, un límite de elasticidad aumenta excesivamente y deteriora la capacidad de fijación de la forma, lo cual no es preferible.

"Otros"

La estructura de lámina de acero de la lámina de acero de alta resistencia puede contener estructuras tales como cementita gruesa que no sea la anterior. Sin embargo, cuando una cantidad de la cementita gruesa se vuelve grande en la estructura de lámina de acero, la plegabilidad se deteriora. A partir de esto, la fracción de volumen de la cementita gruesa contenida en la estructura de lámina de acero es preferiblemente 10% o menos y más preferiblemente 5% o menos.

Las fracciones de volumen de las estructuras respectivas contenidas en la estructura de lámina de acero de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención pueden medirse por los siguientes métodos, por ejemplo.

En cuanto a la fracción de volumen de la austenita retenida, se lleva a cabo una prueba de difracción de rayos X sobre una superficie dada que está paralela a una superficie de lámina de la lámina de acero y está en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8, se calcula una fracción de área de la austenita retenida y esta fracción de área puede considerarse como la fracción de volumen en la región de espesor de 1/8 y espesor de 3/8.

La microestructura en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8 tiene alta homogeneidad y por la medición en un intervalo lo suficientemente amplio, es posible obtener una fracción de microestructura que represente la fracción en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8, en cualquier lugar del espesor de 1/8 al espesor 3/8 se lleva a cabo la medición. Concretamente, la prueba de difracción de rayos X se lleva a cabo preferiblemente en un intervalo de 250000 μm^2 cuadrados o mayor en una superficie de 1/4 de espesor paralela a la superficie de lámina de la lámina de acero.

Además, las fracciones de las microestructuras (ferrita, ferrita bainítica, bainita, martensita templada, perlita, martensita fresca) excepto la austenita retenida pueden medirse mediante la observación en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8 por un microscopio electrónico. Concretamente, una superficie perpendicular a la superficie de lámina de la lámina de acero base y paralela a la dirección de laminado (dirección de la reducción) se ajusta como una superficie de observación y se recoge una muestra de la misma y la superficie de observación se pule y se somete a ataque con nital. Luego, la región del espesor de 1/8 al espesor 3/8 cuyo centro está en el espesor de 1/4 de la lámina de acero se observa mediante un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) para medir la fracción del área. En este caso, por ejemplo, la observación mediante el microscopio electrónico se lleva a cabo en tres o más campos de visión que se fijan a intervalos de 1 mm o más en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8. Luego, se calculan las fracciones de área de las estructuras respectivas tales como la ferrita en una región de 5000 μm^2 cuadrados totalmente o mayor del área de observación y estas fracciones de área pueden considerarse como las fracciones de volumen de las estructuras respectivas en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8.

La ferrita es un grano de cristal con forma de pepita y es un área en la cual no existe un carburo en base a hierro con un eje principal de 100 nm o mayor. Cabe destacar que la fracción de volumen de la ferrita es la suma de una fracción de volumen de ferrita que permanece a una temperatura de calentamiento máxima y una fracción de volumen de ferrita generada recientemente en una región de temperatura de transformación de ferrita.

La ferrita bainítica es una aglomeración de los granos de cristal con forma de listón y no contiene, dentro del listón, un carburo en base a hierro que tiene un eje principal de 20 nm o mayor.

La bainita es una aglomeración de granos de cristal con forma de listón, dentro del listón, una pluralidad de carburos en base a hierro que tienen un eje principal de 20 nm o mayor y estos carburos pertenecen a una única variante, es

decir, a un grupo de carburo en base a hierro que se extiende en la misma dirección. Aquí, el grupo de carburo en base a hierro que se extiende en la misma dirección significa que una diferencia en la dirección de extensión en el grupo de carburo de hierro está dentro de 5°.

5 La martensita templada es una aglomeración de granos de cristal con forma de listón y tiene, dentro del listón, una pluralidad de carburos en base a hierro que tienen un eje principal de 20 nm o mayor y estos carburos pertenecen a una pluralidad de variantes, es decir, una pluralidad de grupos de carburo en base a hierro que se extienden en diferentes direcciones.

10 Al observar los carburos en base a hierro dentro de los granos de cristal con forma a listón al usar FE-SEM y al examinar las direcciones de extensión de los mismos, es posible discriminar fácilmente entre la bainita y la martensita templada.

Además, la martensita fresca y la austenita retenida no están lo suficientemente corroídas por el ataque con nital. Por lo tanto, en la observación por FE-SEM, pueden discriminarse claramente de las estructuras mencionadas anteriormente (ferrita, ferrita bainítica, bainita y martensita templada).

15 Por lo tanto, la fracción de volumen de la martensita fresca se encuentra como una diferencia entre una fracción de área de un área no corroída observada por FE-SEM y una fracción de área de la austenita retenida medida por un rayo X.

(Capa galvanizada)

20 Además, la presente invención puede ser una lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto en el cual una capa galvanizada se forma sobre una superficie de la lámina de acero de alta resistencia. La capa galvanizada puede estar aleada. Cuando la capa galvanizada se forma sobre la superficie de la lámina de acero de alta resistencia, la lámina de acero tiene excelente resistencia a la corrosión. Además, cuando la capa galvanizada aleada se forma sobre la superficie de la lámina de acero de alta resistencia, la lámina de acero tiene excelente resistencia a la corrosión y es excelente en la adhesividad de un material de revestimiento. Además, la capa galvanizada o la capa galvanizada aleada podría contener Al como impurezas.

25 La capa galvanizada aleada podría contener uno o dos o más de Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi, Sr, I, Cs y REM o podrían mezclarse en la misma. Incluso cuando la capa galvanizada aleada contiene uno o dos o más de los elementos antemencionados o se mezclan en la misma, los efectos de la presente invención no se ven afectados y, dependiendo del contenido de la misma, esto a veces es preferible debido a que se mejora la resistencia a la corrosión y la docilidad.

30 Con respecto a un peso de revestimiento de la capa galvanizada o la capa galvanizada aleada, no se proporciona ninguna restricción especial, pero que el peso de revestimiento es de manera deseable 20 g/m² o más en vista de la resistencia a la corrosión y 150 g/m² o menos desde un punto de vista económico. Además, un espesor promedio de la capa galvanizada o la capa galvanizada aleada se fija en no menos de 1,0 μm ni más de 50 μm. Cuando el espesor promedio es menor que 1,0 μm, no se obtiene suficiente resistencia a la corrosión. Preferiblemente, el espesor promedio es 2,0 μm o más. Por otro lado, el espesor promedio superior a 50,0 μm no es preferible debido a que esto no es económico y perjudica la resistencia de la lámina de acero. En vista del coste del material, el espesor de la capa galvanizada o la capa galvanizada aleada es preferiblemente lo más pequeño posible y es preferiblemente de 30,0 μm o menos.

40 En cuanto al espesor promedio de la capa revestida, una sección transversal en el sentido del espesor a la dirección de laminado de la lámina de acero tiene acabado de espejo, la sección transversal se observa al usar FE-SEM y el espesor de la capa revestida se mide en cinco puntos en cada una de una superficie frontal y una superficie trasera de la lámina de acero, en total en diez puntos, y un valor promedio de los valores medidos se fija como el espesor de la capa revestida.

45 Incidentalmente, cuando se aplica el proceso de aleación, el contenido de hierro de la capa galvanizada aleada se fija en 8,0% o más y es preferiblemente 9,0% o más para asegurar una buena resistencia a la descamación. Además, para asegurar una buena resistencia a la pulverización, el contenido del hierro en la capa galvanizada aleada se fija en 12,0% o menos y preferiblemente 11,0% o menos.

50 Además, en la presente invención, una película de revestimiento de un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo puede formarse sobre la superficie de la capa galvanizada o capa galvanizada aleada mencionada anteriormente. La película de revestimiento hecha del óxido compuesto que contiene el óxido de fósforo y/o fósforo puede funcionar como un lubricante cuando se trabaja la lámina de acero y puede proteger a la capa galvanizada formada sobre la superficie de la lámina de acero.

(Método de fabricación)

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

Para fabricar la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención, un planchón que tiene los componentes químicos (composición) mencionados anteriormente se forma primero mediante fundición.

5 Como el planchón a ser laminado en caliente, puede usarse un planchón de colada continua o uno fabricado por una máquina de colada de planchón delgado o similar. El método de fabricación de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención es compatible con un proceso tal como fundido continuo-laminado directo (CC-DR) en el cual el laminado en caliente se realiza inmediatamente después del fundido.

(Paso de laminado en caliente)

10 En un paso de laminado en caliente, una temperatura de calentamiento de planchón debe ser de 1210 °C o superior para fundir de manera suficiente una inclusión en base a Ti generada en el momento de la fundición y uniformemente disolver el sólido de Ti en el acero y es preferiblemente de 1225 °C o superior. Además, cuando la temperatura de calentamiento de planchón es excesivamente baja, una temperatura de laminado acabado se vuelve más baja que un punto de transformación Ar₃. Como resultado, se realiza un laminado en una región de dos fases de ferrita y austenita, una estructura de lámina laminada en caliente se vuelve una estructura de grano dúplex heterogénea, e incluso después de un paso de laminado en frío y un paso de recocido continuo, la estructura heterogénea no desaparece, resultando en una lámina de acero de mala ductilidad y plegabilidad. Además, la disminución en la temperatura de calentamiento de planchón conduce a un aumento excesivo en una carga de laminado que involucra una preocupación de que el laminado se vuelva más difícil y una forma de la lámina de acero que se haya sometido a laminado se vuelva deficiente. Los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite superior de la temperatura de calentamiento del planchón, pero aumentar excesivamente la temperatura de calentamiento no es preferible desde un punto de vista económico y, por lo tanto, el límite superior de la temperatura de calentamiento del planchón es de manera deseable 1350 °C o menor.

El punto de transformación Ar₃ se calcula mediante la siguiente expresión.

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

25 En la expresión anterior, C, Si, Mn, Ni, Cr, Cu, Mo y Al son contenidos [% en masa] de los elementos respectivos. Los elementos no contenidos se calculan como 0.

30 En la presente invención, después del calentamiento hasta la temperatura de calentamiento de planchón mencionada anteriormente, se aplica reducción en una condición que satisface la siguiente (Expresión 1) en un intervalo de temperatura de al menos 1100 a 1000 °C. En la (Expresión 1), i representa el número de pasadas, T_i representa una temperatura de acritud de la i^a pasada, t_i es un tiempo transcurrido de la i^a pasada a la pasada i+1^a, y ε_i representa una relación de reducción de la i^a pasada. [Expresión Numérica 2]

$$1.0 \leq \left\{ \sum_{i=1}^n \left[\left\{ -97.2 + 5.47 \cdot (T_{i+1} + T_i)^{1/2} - 0.067 \cdot (T_{i+1} + T_i) \right\}^2 \cdot \exp \left(-\frac{20800}{T_{i+1} + T_i} \right) \cdot t_i \cdot \epsilon_i^{1/2} \right] \right\}^{1/2} \leq 5.0$$

...(Expresión 1)

35 Para fabricar una lámina de acero que contenga granos de TiN finos y a la vez suprima la generación de nitruro de Ti y nitruro de Al gruesos debe introducirse una gran cantidad de dislocación que sea un sitio de generación del nitruro de Ti en el acero mediante laminado en caliente en un intervalo de temperatura de 1100 a 1000 °C. Sin embargo, en el intervalo de temperatura de 1100 a 1000 °C, la dislocación introducida por la acritud se extingue fácilmente debido a la difusión de átomos de Fe. Por lo tanto, la acritud (reducción) mediante la cual se obtiene una cantidad de deformación lo suficientemente grande para introducir suficientemente la dislocación necesita realizarse de manera continua en un tiempo relativamente corto. Es decir, la cantidad de pasadas necesitan ser plurales, el tiempo transcurrido entre las pasadas adyacentes necesita ser corto y una temperatura de acritud y una relación de reducción en cada una de las pasadas necesita controlarse de manera apropiada.

De acuerdo con la reivindicación 8 el límite inferior de una temperatura de laminado en caliente de acabado es 800 °C o un punto de transformación Ar₃ (la temperatura que sea más alta).

45 En el paso de laminado en caliente, después de que el planchón se saca de un horno de calentamiento, es posible realizar la reducción de un número arbitrario de las pasadas en una región de temperatura de hasta una temperatura de completación de laminado cuyo límite inferior es el más alto de 850 °C y la temperatura de Ar₃. En el laminado en caliente, la reducción realizada en el intervalo de 1100 a 1000 °C tiene una gran influencia en un estado de dispersión de los granos de TiN y AlN problemáticos y, por lo tanto, la condición de laminado en caliente en el mismo intervalo de temperatura se estipula usando la (Expresión 1).

50 La reducción realizada en un intervalo de temperatura superior a 1100 °C no influye en el estado de dispersión de los granos de TiN y AlN problemáticos ya que la dislocación introducida en el momento de la transformación instantáneamente se extingue y no funciona como un sitio de segregación de TiN. Por otro lado, al momento en que

se aplica el laminado en un intervalo de menos de 1000 °C, la generación de núcleos de granos que pueden ser TiN y AlN gruesos se completa, y el laminado posterior (el intervalo de temperatura de menos de 1000 °C) no influye en el estado de dispersión de los granos de TiN y AlN problemáticos.

5 En general, durante un período de un instante cuando el planchón se saca del horno de calentamiento a un instante cuando se completa el laminado, se realiza el laminado de 8 a 25 pasadas. La reducción en el intervalo de 1100 °C a 1000 °C se realiza para 2 a 10 pasadas. En general, la reducción en este intervalo de temperatura comienza de un espesor de lámina de 200 a 500 mm y el laminado se realiza hasta un espesor de lámina de 10 a 50 mm. Un ancho de lámina es en general 500 a 2000 mm. Cabe destacar que la temperatura de la lámina de acero es una temperatura sobre la superficie y aunque su método de medición podría ser cualquiera, la temperatura puede medirse directamente al usar un termopar, por ejemplo.

En la (Expresión 1), concretamente, el número i de las pasadas puede estar en un intervalo de 2 a 10, preferiblemente en un intervalo de 5 a 8, por ejemplo. El tiempo transcurrido de la i^{a} pasada a la pasada $i+1^{\text{a}}$ puede estar en un intervalo de 2 a 300 segundos, preferiblemente en un intervalo de 5 a 180 segundos, y más preferiblemente en un intervalo de 10 a 120 segundos.

15 Además, la temperatura de acritud de la 1ra pasada siendo la pasada inicial en el laminado en caliente en el intervalo de temperatura de 1100 a 1000 °C puede estar en un intervalo de 1100 a 1050 °C y preferiblemente en un intervalo de 1090 a 1065 °C. La relación de reducción de la i^{a} pasada puede estar en un intervalo de 5 a 50%, y preferiblemente en un intervalo de 15 a 35%.

20 En la (Expresión 1), que es una fórmula empírica que expresa un comportamiento de generación de los granos de TiN, se expresa una distancia de difusión de átomos por un producto de un término de un polinomio que expresa una fuerza conductora de la generación de granos, un término expresivo que expresa un coeficiente de difusión de los átomos, y tiempo t , y una cantidad de la dislocación introducida de acuerdo con la acritud se expresa representativamente por la cantidad de deformación ϵ , y se multiplican. Cuando un valor expresado por la (Expresión 1) está por debajo de 1,0, la generación de TiN es insuficiente, el N de sólido-solución permanece hasta un instante del laminado en caliente a 1000 °C y se genera AlN grueso. Por otro lado, cuando el valor expresado por la (Expresión 1) es superior a 5,0, la generación de TiN se vuelve excesivamente activa, TiN se promueve para ser grueso y la propiedad se ve perjudicada, en su lugar.

30 En la presente invención, al realizar la reducción en el intervalo de temperatura de al menos 1100 a 1000 °C en la condición que satisface la (Expresión 1) anterior, el tiempo transcurrido entre las pasadas plurales adyacentes se controla para ser relativamente corto y la temperatura de acritud y la relación de reducción en cada una de las pasadas se controla de manera apropiada y, por lo tanto, una gran cantidad de la dislocación siendo el sitio de generación del nitruro de Ti puede introducirse en el acero, y el nitruro de Ti fino puede generarse en el acero. Cabe destacar que la reducción realizada en el intervalo de temperatura de más de 1100 °C y la reducción realizada en el intervalo de temperatura de menos de 1000 °C no se ven limitadas particularmente. Por ejemplo, la reducción puede realizarse en el intervalo de temperatura de más de 1100 °C en la condición que satisface la (Expresión 1) anterior o puede realizarse en una condición que no satisface la (Expresión 1) anterior. De manera alternativa, la reducción en el intervalo de temperatura de más de 1100 °C no necesita realizarse. De manera similar, la reducción en el intervalo de temperatura de menos de 1000 °C puede realizarse en la condición que satisface la (Expresión 1) anterior o puede realizarse en una condición que no satisface la (Expresión 1) anterior.

40 En la presente invención, después de realizar el laminado en caliente en el intervalo de temperatura de al menos 1100 a 1000 °C en la condición que satisface la (Expresión 1) anterior, el laminado en caliente se completa a la temperatura de laminado en caliente de acabado que no es inferior a la temperatura más alta de 800 °C y el punto transformación de Ar_3 ni más alta que 970 °C, y se realiza embobinado en una región de temperatura de 750 °C o menor. Cabe destacar que un espesor de lámina después del laminado del acabado es, por ejemplo, de 2 mm a 10 mm. Cuando la temperatura de laminado de acabado es inferior a 800 °C, la carga de laminado en el momento del laminado de acabado se vuelve alta, lo que tiende a hacer el laminado en caliente difícil y provoca una mala forma de la lámina de acero laminada en caliente obtenida después del laminado en caliente. Además, cuando la temperatura de laminado de acabado es inferior al punto de transformación Ar_3 , el laminado en caliente se vuelve el laminado en la región de dos fases de ferrita y austenita, que a veces hace a la estructura de la lámina de acero laminada en caliente una estructura de grano dúplex heterogéneo. Por otro lado, cuando un límite superior de la temperatura de laminado de acabado es 970 °C o más alta, la generación de TiN se vuelve insuficiente y existe una posibilidad de que N extra genere un nitruro con Al.

55 En la presente invención, en el paso de laminado en caliente, el laminado en caliente se realiza en el intervalo de temperatura de 1100 a 1000 °C en la condición que satisface la (Expresión 1) anterior, y el laminado en caliente se completa a la temperatura de laminado en caliente de acabado que es una temperatura que no es inferior a 800 °C o Ar_3 (un punto de transformación), la que sea la temperatura más alta, y esta temperatura no es superior a 970 °C, lo que hace posible suprimir la generación del nitruro de Ti grueso en el intervalo de temperatura de 1100 a 1000 °C y generar los granos de TiN finos durante un período hasta que la temperatura alcanza la temperatura de laminado en caliente de acabado de 1000 °C. Como resultado, la lámina de acero de alta resistencia obtenida finalmente tiene excelente resistencia al impacto.

60

Para evitar el deterioro en la capacidad de decapado debido a un aumento excesivo en un espesor de un óxido formado sobre una superficie de la lámina de acero laminada en caliente, la temperatura de embobinado se fija en 750 °C o menor. A modo de mejorar adicionalmente la capacidad de decapado, la temperatura de embobinado es preferiblemente 720 °C o menor y más preferiblemente 700 °C o menor.

- 5 Por otro lado, cuando la temperatura de embobinado es más baja que 500 °C, la resistencia de la lámina de acero laminada en caliente aumenta excesivamente y el laminado en frío se vuelve difícil y, por lo tanto, la temperatura de embobinado es preferiblemente 500 °C o más alta. Para reducir una carga del laminado en frío, la temperatura de embobinado es preferiblemente 550 °C o más alta, y más preferiblemente 600 °C o más alta.

- 10 A continuación, la lámina de acero laminada en caliente embobinada en la región de temperatura anterior se enfría a una tasa de enfriamiento promedio de 15 °C/hora o menos. Por consiguiente, la distribución de Mn sólido disuelto en la lámina de acero se promueve, lo que hace posible dejar de manera selectiva la austenita retenida en un área donde Mn se concentra y aumenta una cantidad del Mn de solución sólida en la austenita retenida. Como resultado, la lámina de acero de alta resistencia obtenida finalmente se vuelve una en la cual una cantidad del Mn de solución sólida en la austenita retenida es 1,1 veces una cantidad promedio de Mn o más. La distribución de Mn después de que el enfriamiento avanza más a medida que la temperatura es más alta. Por lo tanto, es necesario configurar la tasa de enfriamiento de la lámina de acero a 15 °C/hora o menos, especialmente en un intervalo de la temperatura de embobinado (temperatura de embobinado - 50 °C).

- 15 Luego, la lámina de acero laminada en caliente fabricada de este modo es decapada preferiblemente. El decapado es importante para mejorar la capacidad de chapado de la lámina de acero debido a que retira el óxido sobre la superficie de la lámina de acero laminada en caliente. Además, el decapado puede realizarse una vez o puede realizarse en una pluralidad de etapas separadas.

(Paso de laminado en frío)

- 25 A continuación, para que la austenita retenida tenga una forma estable excelente en isotropía, la lámina de acero laminada en caliente que se ha sometido a decapado se somete a un paso de laminado en frío donde se lamina en frío a una relación de reducción de 30 a 75%. Cuando la relación de reducción es menor que 30%, la austenita retenida no puede tener una forma estable, y en la lámina de acero de alta resistencia obtenida finalmente, la relación de aspecto promedio de la austenita retenida no se vuelve 2,0 o menos. Para que la austenita retenida tenga una forma estable, la relación de reducción en el paso de laminado en frío es preferiblemente 40% o más y más preferiblemente 45% o más. Por otro lado, cuando la relación de reducción en el laminado en frío es superior a 75%, la carga de laminado en frío se vuelve excesivamente grande y el laminado en frío se vuelve difícil. Por lo tanto, la relación de reducción es preferiblemente 75% o menos. En vista de la carga de laminado en frío, la relación de reducción es más preferiblemente 70% o menos.

- 30 Cabe destacar que los efectos de la presente invención se exhiben sin estipular particularmente el número de pasadas de laminado y la relación de reducción de cada pasada de laminado en el paso de laminado en frío.

- 35 (Paso de recocido continuo)

- 40 A continuación, la lámina de acero laminada en frío obtenida después del paso de laminado en frío se somete a un paso de recocido continuo donde pasa a través de una línea de recocido continuo. En el paso de recocido continuo en la presente invención, el recocido se lleva a cabo cuando se realiza el calentamiento en un intervalo de temperatura de 550 a 700 °C a una tasa de calentamiento promedio de 10 °C/segundo o menos, una temperatura de calentamiento máxima se fija entre (un punto de transformación $Ac_1 + 40$) y 1000 °C, y se realiza el enfriamiento en un intervalo de temperatura de la temperatura de calentamiento máxima hasta 700 °C a una tasa de enfriamiento promedio de 1,0 a 10,0 °C/segundo, el enfriamiento se realiza en un intervalo de temperatura de 700 a 500 °C a una tasa de enfriamiento promedio de 5,0 a 200,0 °C/segundo, y un proceso de retención se realiza durante 30 a 1000 segundos en un intervalo de temperatura de 350 a 450 °C. Por consiguiente, se obtiene la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención.

- 45 En el paso de recocido continuo, como resultado del calentamiento en el intervalo de temperatura de 550 a 700 °C a la tasa de calentamiento promedio de 10 °C/segundo o menos, la recristalización de la lámina de acero laminada en frío avanza lo suficiente, la austenita retenida tiene una forma estable más excelente en isotropía, y la austenita restante tiene una forma cercana a una forma de esfera. Cuando la tasa de calentamiento promedio en el intervalo de temperatura de 550 a 700 °C es superior a 10 °C/segundo, la austenita retenida no puede tener una forma estable.

- 50 Además, cuando la temperatura de calentamiento máxima en el paso de recocido continuo es menor que (el punto de transformación $Ac_1 + 40$) °C, muchos carburos en base a hierro gruesos se dejan sin fusionar en la lámina de acero y la deformabilidad se deteriora en gran medida y por lo tanto la temperatura de calentamiento máxima se fija en (el punto de transformación $Ac_1 + 40$) °C o más. En vista de la deformabilidad, la temperatura de calentamiento máxima es preferiblemente (el punto de transformación $Ac_1 + 50$) °C o más alta y más preferiblemente (el punto de transformación $Ac_1 + 60$) °C o más alta. Por otro lado, cuando la temperatura de calentamiento máxima es más alta que 1000 °C, se promueve la difusión de los átomos y la distribución de Si, Mn y Al se debilita y por lo tanto, la temperatura de calentamiento máxima se fija en 1000 °C o menos. Para controlar las cantidades de Si, Mn y Al en la

austenita retenida, la temperatura de calentamiento máxima es preferiblemente la temperatura de punto de transformación Ac_3 o más baja.

5 En el intervalo de temperatura de la temperatura de calentamiento máxima hasta 700 °C, cuando la tasa de enfriamiento promedio es superior a 10,0 °C/segundo, una fracción de ferrita en la lámina de acero es probable que no sea uniforme, resultando en deterioro en deformabilidad y, por lo tanto, un límite superior de la tasa de enfriamiento promedio se fija en 10,0 °C/segundo. Por otro lado, cuando la tasa de enfriamiento promedio es menor que 1,0 °C/segundo, la ferrita y perlita se generan en gran cantidad y no se obtiene la austenita retenida y, por lo tanto, un límite inferior de la tasa de enfriamiento promedio se fija en 1,0 °C/segundo. Para obtener la austenita retenida, la tasa de enfriamiento promedio es preferiblemente 2,0 °C/segundo o más, y más preferiblemente 3,0 °C/segundo o más.

10 En el intervalo de temperatura de 700 a 500 °C, cuando la tasa de enfriamiento promedio es menor que 5,0 °C/segundo o menos, la perlita y/o un carburo en base a hierro se generan en gran cantidad y la austenita retenida no permanece y, por lo tanto, un límite inferior de la tasa de enfriamiento promedio se fija en 5,0 °C/segundo o más. Desde este punto de vista, la tasa de enfriamiento promedio es preferiblemente 7,0 °C/segundo o más, y más preferiblemente 8,0 °C/segundo o más. Por otro lado, los efectos de la presente invención se exhiben sin fijar particularmente un límite superior de la tasa de enfriamiento promedio, pero para que la tasa de enfriamiento promedio esté por encima de 200 °C/segundo se requiere una instalación especial y el límite superior de la tasa de enfriamiento promedio se fija en 200 °C/segundo en vista del coste.

20 Además, para promover la transformación de la bainita para obtener la austenita retenida, se realiza el proceso de retención para la retención en el intervalo de temperatura de 350 a 450 °C durante 30 a 1000 segundos. Cuando el tiempo de retención es corto, la transformación de la bainita no avanza y la concentración de C en la austenita retenida se vuelve insuficiente, de forma que la austenita retenida no puede dejarse lo suficientemente. Desde este punto de vista, un límite inferior del tiempo de retención se fija en 30 segundos. El tiempo de retención es preferiblemente 40 segundos o más, y más preferiblemente 60 segundos o más. Por otro lado, cuando el tiempo de retención es excesivamente largo, se genera el carburo en base a hierro, este carburo en base a hierro consume el C y la austenita retenida no puede obtenerse suficientemente y, por lo tanto, el tiempo de retención se fija en 1000 segundos o más corto. Desde este punto de vista, el tiempo de retención es preferiblemente 800 segundos o más corto y más preferiblemente 600 segundos o más corto.

25 Además, en la presente invención, en el paso de recocido continuo del método de fabricación descrito anteriormente, puede aplicarse electrogalvanización después del proceso de retención antemencionado para formar una capa galvanizada sobre la superficie de la lámina de acero, produciendo así una lámina de acero galvanizado de alta resistencia.

30 Además, en la presente invención, en el paso de recocido continuo del método de fabricación descrito anteriormente, después del enfriamiento en el intervalo de temperatura de 700 a 500 °C, la lámina de acero se sumerge en un baño de galvanización antes del proceso de retención en el intervalo de temperatura de 350 a 450 °C o después del proceso de retención, para formar una capa galvanizada sobre la superficie de la lámina de acero, produciendo así una lámina de acero galvanizado de alta resistencia.

35 Por consiguiente, se obtiene una lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto sobre cuya superficie se forma la capa galvanizada.

40 El baño de galvanización no está particularmente limitado e incluso cuando el baño de galvanización contiene uno o dos o más de Pb, Sb, Si, Sn, Mg, Mn, Ni, Cr, Co, Ca, Cu, Li, Ti, Be, Bi, Sr, I, Cs y REM, los efectos de la presente invención no se ven afectados y dependiendo de una cantidad de los mismos, tiene una ventaja tal como una mejora en la resistencia a la corrosión y docilidad. Además, Al puede estar contenido en el baño de galvanización. En este caso, una concentración de Al en el baño es preferiblemente no inferior a 0,05% ni superior a 0,15%.

45 Además, una temperatura después del proceso de aleación es preferiblemente 480 a 560 °C, y el tiempo de retención en el proceso de aleación es preferiblemente 15 a 60 segundos.

Además, después de que la lámina de acero se sumerge en el baño de galvanización, puede aplicarse el proceso de aleación en el cual la lámina de acero se vuelve a calentar a 460 °C a 600 °C y se mantiene durante 2 segundos o más, por el cual se alea la capa galvanizada.

50 Como resultado de realizar dicho proceso de aleación, se forma una aleación de Zn-Fe que es una capa galvanizada aleada sobre la superficie, de manera que se obtiene una lámina de acero galvanizado de alta resistencia que tiene una capa galvanizada aleada sobre la superficie.

Además, sobre la superficie de la capa galvanizada o la capa galvanizada aleada de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia, puede aplicarse una película de revestimiento de un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo.

55 En esta realización, el proceso de aleación es seguido preferiblemente por la retención a una temperatura de 200 a 350 °C durante 30 a 1000 segundos. Por consiguiente, la estructura de lámina de acero contiene martensita templada.

Además, en lugar de la retención a la temperatura de 200 a 350 °C durante 30 a 1000 segundos después del proceso de aleación, la martensita templada puede generarse al enfriar la lámina de acero que se ha sometido al proceso de aleación a 350 °C o más bajo para generar martensita, volver a calentar luego la lámina de acero a un intervalo de temperatura no inferior a 350 °C ni superior a 550 °C, seguido por retención 2 segundos o más. Alternativamente, la martensita templada se genera en la estructura de lámina de acero base también al enfriar adicionalmente la lámina de acero, que se ha enfriado hasta una región de temperatura de 500 °C o menor en el paso de recocido continuo, hasta 350 °C o menor para generar martensita, y recalentar luego la lámina de acero, seguido por la retención a 400 a 500 °C.

Cabe destacar que la presente invención no se limita al ejemplo descrito anteriormente.

10 Por ejemplo, para mejorar la adhesión del chapado, la lámina de acero antes de ser recocida puede chaparse con un tipo o una pluralidad de tipos seleccionados de Ni, Cu, Co y Fe.

Además, en esta realización, la lámina de acero que se ha sometido a recocido puede someterse a laminado templado a efectos de corrección de la forma. Sin embargo, cuando una relación de reducción después del recocido es superior a 10%, una porción de ferrita suave se endurece por acritud, resultando en gran deterioro en la ductilidad y, por lo tanto, la relación de reducción es preferiblemente menos de 10%.

Ejemplos

La presente invención se describirá en mayor detalle mediante el uso de ejemplos.

20 Los planchones que tienen componentes químicos (composiciones) A AF que se muestran en la Tabla 1 y Tabla 2 y los componentes químicos (composiciones) BA a BC que se muestran en la Tabla 3 se formaron mediante fundición e inmediatamente después de la fundición se laminaron en caliente en las condiciones (temperatura de calentamiento de planchón, temperatura de inicio de laminado, valor de (Expresión 1) en laminado en caliente en un intervalo de temperatura de 1100 a 1000 °C, temperatura de laminado en caliente de acabado) que se muestran en la Tabla 4 a la Tabla 7, se enfriaron, se embobinaron a las temperaturas de embobinado que se muestran en la Tabla 4 a Tabla 7, se enfriaron a las tasas de enfriamiento promedio que se muestran en la Tabla 4 a Tabla 7 y se sometieron a decapado.

25 Luego se laminaron en frío en las relaciones de reducción que se muestran en la Tabla 4 a la Tabla 7.

ES 2 755 414 T3

[Tabla 1]

COMPONENTE QUÍMICO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti
	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA
A	0,201	1,11	1,67	0,019	0,0025	0,014	0,0021	0,0020	0,008
B	0,162	1,18	2,37	0,022	0,0019	0,030	0,0024	0,0007	0,005
C	0,134	1,66	2,27	0,010	0,0032	0,028	0,0015	0,0016	0,007
D	0,230	0,59	2,10	0,022	0,0031	0,036	0,0036	0,0014	0,010
E	0,108	0,59	1,50	0,014	0,0030	0,026	0,0012	0,0011	0,004
F	0,213	1,50	2,34	0,022	0,0016	0,044	0,0016	0,0005	0,002
G	0,091	1,76	2,02	0,017	0,0021	0,017	0,0012	0,0008	0,009
H	0,162	1,06	2,87	0,010	0,0035	0,030	0,0025	0,0020	0,007
I	0,182	0,39	2,59	0,023	0,0016	0,037	0,0041	0,0017	0,004
J	0,147	1,30	2,07	0,015	0,0035	0,016	0,0027	0,0006	0,001
K	0,202	0,86	1,85	0,010	0,0016	0,029	0,0037	0,0010	0,008
L	0,118	1,15	1,81	0,022	0,0023	0,036	0,0028	0,0004	0,013
M	0,111	0,77	2,57	0,016	0,0028	0,018	0,0018	0,0011	0,004
N	0,169	1,99	1,97	0,012	0,0031	0,032	0,0033	0,0008	0,011
O	0,135	0,50	2,27	0,013	0,0025	0,015	0,0026	0,0024	0,008
P	0,209	1,39	1,40	0,019	0,0026	0,022	0,0011	0,0012	0,012
Q	0,121	2,07	2,38	0,007	0,0033	0,011	0,0013	0,0007	0,007
R	0,263	0,85	2,40	0,016	0,0027	0,031	0,0012	0,0028	0,003
S	0,117	1,41	1,77	0,013	0,0034	0,030	0,0029	0,0016	0,011
T	0,149	1,27	1,65	0,018	0,0018	0,009	0,0021	0,0013	0,006
U	0,100	1,56	2,67	0,016	0,0025	0,019	0,0026	0,0023	0,005
V	0,177	1,21	2,50	0,009	0,0041	0,029	0,0009	0,0018	0,002
W	0,118	0,98	1,69	0,022	0,0019	0,018	0,0034	0,0013	0,005
X	0,082	0,74	2,04	0,010	0,0022	0,033	0,0014	0,0017	0,011
Y	0,177	0,64	2,31	0,021	0,0022	0,029	0,0008	0,0011	0,004
Z	0,103	0,54	3,13	0,024	0,0032	0,022	0,0024	0,0005	0,005
AA	0,104	0,95	2,03	0,015	0,0028	0,041	0,0034	0,0022	0,000
AB	0,095	1,02	2,02	0,013	0,0025	0,035	0,0033	0,0022	0,094
AC	0,101	1,05	2,05	0,019	0,0030	0,037	0,0033	0,0096	0,004
AD	0,098	1,01	2,04	0,016	0,0095	0,034	0,0027	0,0016	0,005
AE	0,102	1,05	2,03	0,016	0,0033	0,499	0,0031	0,0024	0,004
AF	0,096	0,99	1,97	0,020	0,0034	0,034	0,0096	0,0017	0,004

[Tabla 2]

COMPONENTE QUIMICO	Nb	B	Cr	Ni	Cu	Mo	Y	Ca	Ce	Mg	Zr	Hf	REM	EJEMPLO
	% 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	0,013													EJEMPLO
F		0,0016												EJEMPLO
G				0,20										EJEMPLO
H					0,35									EJEMPLO
I	0,007							0,0020						EJEMPLO
J						0,20								EJEMPLO
K						0,13			0,0005					EJEMPLO
L			0,55											EJEMPLO
M								0,0015						EJEMPLO
N			0,28											EJEMPLO
O							0,035							EJEMPLO
P	0,014	0,0031												EJEMPLO
Q									0,0030					EJEMPLO
R										0,0015				EJEMPLO
S														EJEMPLO
T		0,0009					0,069							EJEMPLO

ES 2 755 414 T3

U																				EJEMPLO	
V																				0,0029	EJEMPLO
W	0,004																				EJEMPLO
Z				0,32		0,10															EJEMPLO
Y							0,09														EJEMPLO
Z																					EJEMPLO
AA																					EJEMPLO COMPARATIVO
AB																					EJEMPLO COMPARATIVO
AC																					EJEMPLO COMPARATIVO
AD																					EJEMPLO COMPARATIVO
AE																					EJEMPLO COMPARATIVO
AF																					EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 3]

COMPONENTE QUIMICO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	B	Cr	Ni	Cu	Mo	Y	Ca	Ce	Mg	Zr	Hf	REM	W	
	% 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	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	% EN MASA	
BA	0,066	1,16	2,31	0,012	0,0021	0,043	0,0089	0,0010	0,014														EJEMPLO	
BB	0,238	0,43	1,41	0,007	0,0008	0,038	0,0081	0,0006	0,008														EJEMPLO	
BC	0,164	0,64	1,56	0,012	0,0014	0,046	0,0076	0,0012	0,010														0,18	EJEMPLO

ES 2 755 414 T3

[Tabla 4]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE PLANCHON	LAMINADO EN CALIENTE						RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINADO EN FRÍO	
			PUNTO DE TRANSFORMACIÓN Ar ₃	TEMPERATURA DE INICIO	TEMPERATURA DE LAMINADO EN CALIENTE DE ACABADO	EXPRESIÓN 1	TEMPERATURA DE EMOBINADO	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO		
1	A	1235	719	1154	893	3,5	652	12	40	EJEMPLO
2	A	1220	719	1091	332	2,0	667	11	40	EJEMPLO
3	A	1250	719	1166	908	2,4	654	11	67	EJEMPLO
4	A	1225	719	1084	897	2,0	643	14	67	EJEMPLO
5	A	1100	719	1140	900	2,3	680	13	67	EJEMPLO COMPARATIVO
6	B	1225	671	1084	945	3,7	651	14	54	EJEMPLO
7	B	1230	671	1143	944	1,8	653	11	54	EJEMPLO
8	B	1225	671	1129	918	1,9	679	13	54	EJEMPLO
9	B	1245	671	1153	932	2,6	612	14	54	EJEMPLO
10	B	1230	671	1092	910	6,1	598	13	54	EJEMPLO COMPARATIVO
11	C	1285	705	1087	900	2,0	606	11	54	EJEMPLO
12	C	1255	705	1065	955	2,6	599	11	54	EJEMPLO
13	C	1230	705	1148	924	1,8	609	11	54	EJEMPLO
14	C	1260	705	1161	927	2,5	628	11	54	EJEMPLO
15	C	1265	705	1144	701	2,5	612	12	54	EJEMPLO COMPARATIVO
16	D	1255	654	1142	927	2,7	659	11	71	EJEMPLO
17	D	1275	654	1118	885	1,8	653	13	60	EJEMPLO
18	D	1265	654	1077	966	3,3	647	11	60	EJEMPLO
19	D	1250	654	1113	953	2,8	602	14	50	EJEMPLO
20	D	1255	654	1101	939	2,5	800	11	60	EJEMPLO COMPARATIVO
21	E	1285	749	1081	886	2,1	584	11	50	EJEMPLO
22	E	1250	749	1180	970	3,1	641	13	50	EJEMPLO
23	E	1230	749	1119	969	1,7	635	11	47	EJEMPLO
24	E	1245	749	1086	909	1,9	652	11	47	EJEMPLO
25	E	1245	749	1097	900	2,1	580	35	50	EJEMPLO COMPARATIVO
26	F	1255	668	1164	885	3,5	615	12	71	EJEMPLO
27	F	1235	668	1145	942	1,6	714	13	60	EJEMPLO
28	F	1240	688	1151	889	2,4	620	14	60	EJEMPLO
29	F	1260	668	1064	899	2,8	636	11	33	EJEMPLO
30	F	1260	668	1072	955	2,6	623	11	10	EJEMPLO COMPARATIVO

ES 2 755 414 T3

[Tabla 5]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE PLANCHÓN	LAMINADO EN CALIENTE						RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINADO EN FRÍO	
			PUNTO DE TRANSFORMACIÓN A_{r3}	TEMPERATURA DE INICIO	TEMPERATURA DE LAMINADO EN CALIENTE DE ACABADO	EXPRESIÓN 1	TEMPERATURA DE EMOBINADO	TASA DE ENFRÍAMIENTO PROMEDIO		
31	G	1275	735	1111	943	3,4	642	13	40	EJEMPLO
32	G	1260	735	1162	910	2,2	655	12	40	EJEMPLO
33	G	1250	735	1111	951	2,3	676	12	74	EJEMPLO
34	G	1275	735	1018	957	3,4	706	14	54	EJEMPLO
35	G	1225	735	1154	892	2,8	587	11	54	EJEMPLO COMPARATIVO
36	H	1245	605	1123	895	2,5	597	14	54	EJEMPLO
37	H	1265	605	1126	964	2,6	584	14	54	EJEMPLO
38	H	1260	605	1109	894	3,3	611	12	36	EJEMPLO
39	H	1230	605	1161	951	3,6	625	12	54	EJEMPLO COMPARATIVO
40	H	1250	605	1156	960	1,7	671	12	60	EJEMPLO
41	I	1235	618	1093	908	1,8	621	11	60	EJEMPLO
42	I	1225	618	1138	887	2,6	637	11	60	EJEMPLO
43	I	1230	618	1169	902	1,9	621	13	60	EJEMPLO
44	I	1220	618	1098	921	2,9	645	13	60	EJEMPLO
45	I	1240	618	1158	917	2,1	654	14	60	EJEMPLO COMPARATIVO
46	J	1245	697	1113	915	1,8	660	13	67	EJEMPLO
47	J	1220	697	1158	961	1,8	539	13	67	EJEMPLO
48	J	1250	697	1091	953	3,0	656	13	67	EJEMPLO
49	J	1265	697	1123	973	3,0	676	11	36	EJEMPLO
50	K	1250	697	1083	932	2,9	590	11	67	EJEMPLO COMPARATIVO
51	K	1255	689	1111	941	3,4	682	14	50	EJEMPLO
52	K	1275	689	1064	931	3,7	587	13	50	EJEMPLO
53	K	1240	689	1060	932	2,1	588	11	67	EJEMPLO
54	K	1230	689	1126	962	3,0	642	11	67	EJEMPLO COMPARATIVO
55	K	1260	689	1158	945	2,6	665	11	67	EJEMPLO COMPARATIVO
56	L	1285	711	1102	916	1,6	679	12	47	EJEMPLO
57	L	1240	711	1165	918	2,8	675	11	47	EJEMPLO
58	L	1235	711	1166	884	2,9	590	15	47	EJEMPLO
59	L	1225	711	1067	909	0,9	621	11	38	EJEMPLO COMPARATIVO
60	L	1255	711	1066	891	3,5	665	12	47	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 6]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE PLANCHON	LAMINADO EN CALIENTE						RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINADO EN FRÍO	
			PUNTO DE TRANSFORMACIÓN Ar ₃	TEMPERATURA DE INICIO	TEMPERATURA DE LAMINADO EN CALIENTE DE ACABADO	EXPRESIÓN 1	TEMPERATURA DE EMOBINADO	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO		
61	M	1240	655	1165	962	3,7	606	13	50	EJEMPLO
62	M	1220	655	1122	935	3,3	605	12	50	EJEMPLO
63	M	1220	655	1081	966	2,5	652	14	50	EJEMPLO
64	M	1285	719	1176	938	2,0	591	11	50	EJEMPLO
65	M	1220	719	1089	967	3,3	643	14	50	EJEMPLO
66	M	1250	719	1162	947	3,2	651	14	50	EJEMPLO
67	O	1285	666	1118	924	3,1	610	13	67	EJEMPLO
68	O	1250	666	1163	890	2,8	588	14	67	EJEMPLO
69	O	1275	666	1130	950	1,9	632	13	67	EJEMPLO
70	P	1245	751	1171	967	2,0	609	14	50	EJEMPLO
71	P	1275	751	1065	961	2,3	610	12	50	EJEMPLO
72	P	1275	751	1074	933	2,8	539	11	50	EJEMPLO
73	Q	1240	712	1176	929	3,6	601	12	50	EJEMPLO
74	Q	1225	712	1060	964	2,6	656	13	50	EJEMPLO
75	Q	1220	712	1081	927	3,6	609	14	50	EJEMPLO
76	R	1270	624	1060	935	2,0	651	14	54	EJEMPLO
77	R	1240	624	1129	959	2,9	650	12	54	EJEMPLO
78	R	1245	624	1125	962	3,5	640	14	54	EJEMPLO
79	S	1250	693	1122	915	3,7	608	11	54	EJEMPLO
80	S	1270	693	1098	952	2,9	674	12	54	EJEMPLO
81	S	1220	693	1078	930	3,4	657	12	54	EJEMPLO
82	T	1281	743	1093	956	2,8	635	14	40	EJEMPLO
83	T	1245	743	1146	887	2,9	612	13	40	EJEMPLO
84	T	1235	743	1140	907	3,6	618	11	40	EJEMPLO
85	U	1240	675	1062	956	3,6	642	12	47	EJEMPLO
86	U	1230	675	1160	946	1,8	643	13	50	EJEMPLO
87	U	1235	675	1072	893	2,3	589	12	67	EJEMPLO

ES 2 755 414 T3

88	Y	1270	655	1076	954	2,6	601	11	60	EJEMPLO
89	Y	1260	655	1109	952	2,5	613	13	60	EJEMPLO
90	Y	1235	655	1093	898	1,9	619	13	71	EJEMPLO
91	W	1245	740	1125	930	1,7	630	14	60	EJEMPLO
92	W	1225	740	1178	884	1,9	641	14	60	EJEMPLO
93	W	1260	740	1110	942	3,3	589	13	60	EJEMPLO
94	X	1275	693	1063	952	1,8	640	12	40	EJEMPLO
95	X	1230	693	1148	931	2,4	606	12	60	EJEMPLO
96	X	1225	693	1151	950	3,3	661	14	50	EJEMPLO
97	Y	1260	644	1135	912	2,1	597	11	50	EJEMPLO
98	Y	1275	644	1145	931	2,8	630	11	50	EJEMPLO
99	Y	1255	644	1092	969	2,6	596	11	50	EJEMPLO
100	Z	1280	599	1063	952	1,7	581	11	60	EJEMPLO
101	Z	1270	599	1083	907	2,6	611	13	60	EJEMPLO
102	Z	1245	599	1140	960	2,7	584	11	60	EJEMPLO
103	AA	1230	714	1160	968	2,4	586	11	50	EJEMPLO COMPARATIVO
104	AB	1280	720	1144	894	1,9	646	14	50	EJEMPLO COMPARATIVO
105	AC	1260	716	1080	887	3,3	674	13	50	EJEMPLO COMPARATIVO
106	AD	1265	717	1085	897	3,3	660	12	50	EJEMPLO COMPARATIVO
107	AE	1270	742	1075	897	3,5	602	13	50	EJEMPLO COMPARATIVO
108	AF	1285	723	1105	895	2,2	623	12	50	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 7]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DE PLANCHÓN	LAMINADO EN CALIENTE						RELACIÓN DE REDUCCIÓN DE LAMINADO EN FRÍO	
			PUNTO DE TRANSFORMACIÓN At ₃	TEMPERATURA DE INICIO	TEMPERATURA DE LAMINADO EN CALIENTE DE ACABADO	EXPRESIÓN 1	TEMPERATURA DE EMOBINADO	TASA DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO		
			°C	°C	°C		°C	°C		
201	BA	1245	643	1087	874	2,9	592	13	67	EJEMPLO
202	BA	1240	643	1090	895	3,2	604	14	67	EJEMPLO
203	BB	1240	710	1122	904	2,8	621	12	67	EJEMPLO
204	BB	1255	710	1095	881	3,1	610	11	67	EJEMPLO
205	BC	1255	722	1101	881	3,2	589	14	67	EJEMPLO
206	BC	1260	722	1099	908	2,8	591	11	67	EJEMPLO

5 Por consiguiente, el recocido se aplicó en las condiciones que se muestran en la Tabla 8 a Tabla 11 para producir láminas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 108, 201 a 208. En el pase de recocido, el calentamiento se realizó en un intervalo de temperatura de 550 a 700 °C a tasas de calentamiento promedio que se muestran en la Tabla 6 a Tabla 8, y después del calentamiento a temperaturas de calentamiento máximas que se muestran en la Tabla 8 a Tabla 11, el enfriamiento se realizó en un intervalo de temperatura de las temperaturas de calentamiento máximo hasta 700 °C a tasas de enfriamiento promedio (tasas de enfriamiento 1) que se muestran en la Tabla 8 a Tabla 11, el enfriamiento se realizó en un intervalo de temperatura de 700 a 500 °C a tasas de enfriamiento promedio (tasas de enfriamiento 2) que se muestran en la Tabla 8 a Tabla 11, y se realizó un proceso de retención durante los tiempos de retención que se muestran en la Tabla 8 a Tabla 11 en un intervalo de temperatura de 350 a 450 °C, seguido por enfriamiento hasta la temperatura ambiente.

10

ES 2 755 414 T3

[Tabla 8]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TIPO DE ACERO	A _{C1}	A _{C3}	TASA DE CALENTAMIENTO PROMEDIO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO MÁXIMA	TASA DE ENFRIAMIENTO 1	TASA DE ENFRIAMIENTO 2	TIEMPO DE RETENCIÓN	TEMPERATURA DE ALEACIÓN							
			°C	°C								°C/SEGUNDO	°C	°C/SEGUNDO	°C/SEGUNDO	°C/SEGUNDO	°C
1	A	CR	725	828	5	786	4,5	12,6	190		EJEMPLO						
2	A	CR	725	828	5	792	2,3	13,3	164		EJEMPLO						
3	A	CR	725	828	3	891	1,7	65,7	204		EJEMPLO						
4	A	GA	725	828	3	786	5,3	7,4	98	501	EJEMPLO						
5	A	CR	725	828	3	807	5,5	11,2	218		EJEMPLO COMPARATIVO						
6	B	CR	714	834	2	800	1,7	12,6	333		EJEMPLO						
7	B	CR	714	834	2	805	1,3	6,8	345		EJEMPLO						
8	B	CR	714	834	2	809	4,9	9,1	70		EJEMPLO						
9	B	GA	714	834	5	795	3,6	9,6	324	532	EJEMPLO						
10	B	CR	714	834	2	786	3,1	10,3	282		EJEMPLO COMPARATIVO						
11	C	CR	734	842	5	805	3,8	7,3	112		EJEMPLO						
12	C	CR	734	842	4	811	1,7	11,1	133		EJEMPLO						
13	C	CR	734	842	7	820	5,8	47,0	142		EJEMPLO						
14	C	GA	734	842	5	805	1,6	74,2	122	544	EJEMPLO						
15	C	CR	734	842	4	818	2,4	13,3	136		EJEMPLO COMPARATIVO						
16	D	CR	717	777	4	764	1,7	9,8	184		EJEMPLO						
17	D	CR	717	777	5	763	4,9	13,2	158		EJEMPLO						
18	D	CR	717	777	3	815	4,6	11,6	176		EJEMPLO						
19	D	GI	717	777	9	809	1,8	5,4	207		EJEMPLO						
20	D	CR	717	777	5	764	5,6	8,0	144		EJEMPLO COMPARATIVO						
21	E	CR	715	830	5	796	2,3	111,0	315		EJEMPLO						
22	E	CR	715	830	2	784	1,9	12,6	403		EJEMPLO						
23	E	CR	715	830	7	796	4,5	7,2	61		EJEMPLO						
24	E	GI	715	830	4	790	9,1	6,9	322		EJEMPLO						
25	E	CR	715	830	4	801	6,0	12,0	280		EJEMPLO COMPARATIVO						
26	F	CR	725	834	2	799	5,0	7,2	648		EJEMPLO						
27	F	CR	725	834	7	715	4,3	8,3	312		EJEMPLO						
28	F	CR	725	834	2	824	4,7	9,3	314		EJEMPLO						
29	F	GI	725	834	7	817	3,8	8,1	462		EJEMPLO						
30	F	CR	725	834	6	793	3,4	9,3	102		EJEMPLO COMPARATIVO						

[Tabla 9]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TIPO DE ACERO									
			Ac ₁	Ac ₃	TASA DE CALENTAMIENTO PROMEDIO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO MÁXIMA	TASA DE ENFRIAMIENTO 1	TASA DE ENFRIAMIENTO 2	TIEMPO DE RETENCIÓN	TEMPERATURA DE ALEACIÓN	
			°C	°C	°C/SEGUNDO	°C	°C/SEGUNDO	°C/SEGUNDO	SEGUNDO	°C	
31	G	CR	729	860	3	834	2,5	33,6	133		EJEMPLO
32	G	CR	729	860	6	852	2,4	20,9	103		EJEMPLO
33	G	CR	729	860	6	818	5,3	35,3	108		EJEMPLO
34	G	EG	729	860	6	827	2,7	28,7	76		EJEMPLO
35	G	CR	729	860	30	822	5,8	27,8	138		EJEMPLO COMPARATIVO
36	H	CR	719	785	5	765	5,3	37,1	602		EJEMPLO
37	H	CR	719	785	4	763	4,9	25,7	512		EJEMPLO
38	H	CR	719	785	6	771	4,8	33,2	526		EJEMPLO
39	H	CR	719	785	2	769	5,9	28,3	536		EJEMPLO
40	H	CR	719	785	3	725	1,7	25,0	522		EJEMPLO COMPARATIVO
41	I	CR	703	788	3	781	4,7	7,6	468		EJEMPLO
42	I	CR	703	788	4	770	5,6	10,6	226		EJEMPLO
43	I	CR	703	788	3	825	1,7	13,3	194		EJEMPLO
44	I	EG	703	718	3	770	5,7	7,6	464		EJEMPLO
45	I	CR	703	788	4	787	33,1	11,7	131		EJEMPLO COMPARATIVO
46	J	CR	730	834	5	795	5,1	9,0	59		EJEMPLO
47	J	CR	730	834	3	796	3,0	9,4	62		EJEMPLO
48	J	CR	730	834	3	808	4,8	35,9	57		EJEMPLO
49	J	CR	730	834	5	812	1,8	29,2	60		EJEMPLO
50	J	CR	730	834	3	809	0,2	12,4	79		EJEMPLO COMPARATIVO
51	K	CR	721	821	2	795	4,5	9,9	124		EJEMPLO
52	K	CR	721	821	3	801	3,5	7,8	98		EJEMPLO
53	K	CR	721	821	4	795	3,5	12,5	113		EJEMPLO
54	K	CR	721	821	6	787	5,7	11,7	15		EJEMPLO COMPARATIVO
55	K	CR	721	821	3	787	3,6	6,8	3600		EJEMPLO COMPARATIVO
56	L	CR	738	844	2	818	5,6	9,8	234		EJEMPLO
57	L	CR	738	144	2	803	4,2	5,8	204		EJEMPLO
58	L	GA	738	844	5	801	5,5	12,5	196	481	EJEMPLO
59	L	CR	738	844	5	810	2,8	12,3	176		EJEMPLO COMPARATIVO
60	L	CR	738	844	8	801	2,5	1,3	210		EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 10]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TIPO DE ACERO	Ac ₁	Ac ₃	TASA DE CALENTAMIENTO PROMEDIO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO MÁXIMA	TASA DE ENFRÍAMIENTO 1	TASA DE ENFRÍAMIENTO 2	TIEMPO DE RETENCIÓN	TEMPERATURA DE ALEACIÓN							
			°C	°C								°C/SEGUNDO	°C	°C/SEGUNDO	°C/SEGUNDO	SEGUNDO	°C
61	M	CR	710	807	6	782	4,8	31,7	525		EJEMPLO						
62	M	CR	710	807	3	774	3,8	12,6	470		EJEMPLO						
63	M	CR	710	807	7	768	3,7	12,0	445		EJEMPLO						
64	N	CR	745	865	6	833	1,6	20,7	142		EJEMPLO						
65	N	CR	745	865	3	839	2,8	11,3	139		EJEMPLO						
66	N	CR	745	865	2	820	5,3	13,3	112		EJEMPLO						
67	O	CR	707	793	2	766	4,0	31,9	237		EJEMPLO						
68	O	CR	707	793	5	767	4,2	24,6	209		EJEMPLO						
69	O	CR	707	793	4	770	4,2	33,4	74		EJEMPLO						
70	P	CR	736	837	4	817	5,8	7,8	74		EJEMPLO						
71	P	CR	736	837	3	828	1,8	10,1	83		EJEMPLO						
72	P	GA	736	837	4	812	4,6	11,4	62	519	EJEMPLO						
73	Q	CR	738	875	3	922	6,6	7,7	498		EJEMPLO						
74	Q	CR	738	875	5	846	4,6	11,4	444		EJEMPLO						
75	Q	GA	738	875	7	842	4,9	7,8	125	499	EJEMPLO						
76	R	CR	715	763	44	765	2,2	87,2	204		EJEMPLO						
77	R	CR	715	793	4	771	3,3	130,2	198		EJEMPLO						
78	R	EG	715	793	6	764	2,5	112,0	184		EJEMPLO						
79	S	CR	718	839	3	829	4,6	7,6	125		EJEMPLO						
80	S	CR	718	839	2	817	2,8	8,3	124		EJEMPLO						
81	S	GI	718	839	5	829	5,1	13,3	131		EJEMPLO						
	T	CR	724	850	3	842	8,0	25,9	57		EJEMPLO						
83	T	CR	724	850	6	834	3,3	35,2	101		EJEMPLO						
84	T	GI	724	850	6	839	2,7	38,8	126		EJEMPLO						
85	U	CR	727	835	3	812	3,6	79,4	118		EJEMPLO						
86	U	CR	727	835	5	801	5,7	87,6	138		EJEMPLO						
87	U	GI	727	835	3	795	3,9	61,9	121		EJEMPLO						
88	V	CR	717	832	6	806	1,6	42,3	340	481	EJEMPLO						
89	V	CR	717	832	3	803	3,3	84,0	364		EJEMPLO						
90	V	CR	717	832	3	786	3,8	67,5	400		EJEMPLO						
91	W	CR	728	840	7	803	5,9	78,4	98		EJEMPLO						
92	W	CR	728	840	2	799	5,9	54,6	121		EJEMPLO						
93	W	CR	728	840	4	813	1,8	49,8	143		EJEMPLO						

ES 2 755 414 T3

94	X	CR	712	844	3	824	2,7	7,2	240		EJEMPLO
95	X	CR	712	844	5	815	5,6	9,0	282		EJEMPLO
96	X	CR	712	844	3	904	1,3	12,8	252		EJEMPLO
97	Y	CR	718	802	6	785	5,0	11,3	115		EJEMPLO
98	Y	CR	718	802	4	776	2,1	10,9	114		EJEMPLO
99	Y	CR	718	802	6	785	2,8	10,4	142		EJEMPLO
100	Z	CR	696	768	5	739	4,5	11,9	255		EJEMPLO
101	Z	CR	696	768	3	739	2,0	12,0	288		EJEMPLO
102	Z	CR	696	768	7	747	2,8	13,0	270		EJEMPLO
103	AA	CR	725	829	5	801	4,7	33,0	249		EJEMPLO COMPARATIVO
104	AB	CR	724	854'	5	804	2,2	28,2	342		EJEMPLO COMPARATIVO
105	AC	CR	722	835	5	797	4,2	39,4	309		EJEMPLO COMPARATIVO
106	AD	CR	721	851	5	804	4,7	28,0	267		EJEMPLO COMPARATIVO
107	AE	CR	735	921	5	800	4,5	35,9	297		EJEMPLO COMPARATIVO
108	AF	CR	718	835	5	800	4,1	34,0	300		EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 11]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	COMPONENTE QUÍMICO	TIPO DE ACERO									
			Ac ₁	Ac ₃	TASA DE CALENTAMIENTO PROMEDIO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO MÁXIMA	TASA DE ENFRIAMIENTO 1	TASA DE ENFRIAMIENTO 2	TIEMPO DE RETENCIÓN	TEMPERATURA DE ALEACIÓN	
			°C	°C	°C/SEGUNDO	°C	°C/SEGUNDO	°C/SEGUNDO	SEGUNDO	°C	
201	BA	CR	698	849	3	823	2,2	23,3	85		EJEMPLO
202	BA	GA	698	849	2	827	2,0	23,1	81	584	EJEMPLO
203	BB	CR	710	823	2	812	1,8	23,7	75		EJEMPLO
204	BB	GI	710	823	3	810	2,1	24,7	77		EJEMPLO
205	BC	CR	708	842	3	828	2,2	25,5	80		EJEMPLO
206	BC	EG	708	842	2	830	2,4	22,8	97		EJEMPLO

5 Después del enfriamiento hasta la temperatura ambiente, se aplicó 0,15% de laminado en frío en los ejemplos experimentales 6 a 20 y los ejemplos experimentales 70 a 108, se aplicó 1,50% de laminado en frío en el ejemplo experimental 23, se aplicó 1,00% de laminado en frío en el ejemplo experimental 28 y se aplicó 0,25% de laminado en frío en los ejemplos experimentales 31 a 55.

Además, en los ejemplos experimentales 34, 44, 78, 81, después del paso de recocido, se aplicó chapado eléctrico en una línea de chapado eléctrico para producir láminas de acero electrogalvanizado.

10 En los ejemplos experimentales 19, 24, 84 después del enfriamiento hasta 500 °C a las tasas de enfriamiento 2, se realizó una inmersión en un baño de galvanización durante un período hasta el enfriamiento al intervalo de temperatura de 350 a 450 °C, produciendo así una lámina de acero galvanizado por inmersión en caliente.

Además, en los ejemplos experimentales 29, 87, después del proceso de retención en el intervalo de temperatura de 350 a 450 °C, se realizó una inmersión en un baño de galvanización y luego se realizó enfriamiento hasta la temperatura ambiente, produciendo así una lámina de acero galvanizado por inmersión caliente.

15 En los ejemplos experimentales 4, 14, 75, después del enfriamiento hasta 500 °C a las tasas de enfriamiento 2, se realizó una inmersión en un baño de galvanización durante un período hasta el enfriamiento al intervalo de temperatura de 350 a 450 °C, y se aplicó un proceso de aleación por retención de 30 segundos a las temperaturas de aleación que se muestran en la Tabla 8 a Tabla 11, produciendo así láminas de acero galvanizado por inmersión caliente aleadas.

20 Además, en los ejemplos experimentales 9, 58, 72, la inmersión en un baño de galvanización se realizó después del proceso de retención en el intervalo de temperatura de 350 a 450 °C y además se aplicó un proceso de aleación por retención de 30 segundos a las temperaturas de aleación que se muestran en la Tabla 8 a Tabla 11, produciendo así láminas de acero galvanizado por inmersión caliente aleadas.

Además, en los ejemplos experimentales 14 y 72, se aplicó una película de recubrimiento de un óxido compuesto que contiene fósforo sobre una superficie de una capa galvanizada.

25 En la Tabla 8 a Tabla 11, "CR" significa una lámina de acero laminada en frío, "GA" significa una lámina de acero galvanizado por inmersión caliente aleada, "GI" significa una lámina de acero galvanizado por inmersión en caliente y "EG" significa una lámina de acero electrogalvanizado.

30 Se observaron las microestructuras en una región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8 en cada una de las láminas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 108, 201 a 208 y se midieron sus fracciones de volumen. Los resultados de las mediciones se muestran en la Tabla 12 a Tabla 15. En la Tabla 12 a Tabla 15, "F" significa ferrita, "B" significa bainita, "BF" significa ferrita bainítica, "TM" significa martensita templada, "M" significa martensita fresca y "γ retenida" significa austenita retenida.

Se cortó una sección transversal en el sentido del espesor y se midió una cantidad de la austenita retenida de las fracciones de microestructura mediante un analizador de difracción de electrones por retrodispersión (EBSD) unido a

un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) en la sección transversal con pulido de espejo y las otras se encontraron mediante ataque por nital de la sección transversal con pulido de espejo y observando la sección transversal al usar FE-SEM.

ES 2 755 414 T3

[Tabla 12]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA										RESULTADO DE ANÁLISIS DE LOS COMPONENTES	
			FRACCIÓN DE VOLUMEN							FORMA	PRECIPITADOS		WMny/WMn	
			F	B	BF	TM	M	Y RETENIDA	OTROS	RELACION DE ASPECTO Y	TAMAÑO PROMEDIO TiN	DENSIDAD DE AIN		
			%	%	%	%	%	%	%		µm	PIEZAS/mm ²		
1	A	CR	54	10	19	11	1	5	0	1,1	0,3	0,8	1,33	EJEMPLO
2	A	CR	49	7	25	10	3	5	1	1,6	0,2	0,6	1,35	EJEMPLO
3	A	CR	29	8	37	21	1	4	0	1,4	0,2	0,5	1,17	EJEMPLO
4	A	GA	54	7	18	15	0	4	2	1,4	0,3	0,8	1,31	EJEMPLO
5	A	CR	29	13	26	29	0	3	0	1,5	4,2	0,4	1,29	EJEMPLO COMPARATIVO
6	B	CR	38	22	10	22	0	7	1	1,2	0,1	0,5	1,23	EJEMPLO
7	B	CR	37	10	28	18	1	5	1	1,8	0,2	0,2	1,27	EJEMPLO
8	B	CR	28	15	23	26	2	6	0	1,5	0,4	0,2	1,23	EJEMPLO
9	B	GA	46	24	15	9	1	5	0	1,5	0,2	0,8	1,27	EJEMPLO
10	B	CR	54	18	9	14	1	4	0	1,7	0,8	0,4	1,29	EJEMPLO COMPARATIVO
11	C	CR	45	15	25	10	0	3	2	1,3	0,2	0,5	1,25	EJEMPLO
12	C	CR	44	20	9	20	0	5	2	1,4	0,5	0,7	1,25	EJEMPLO
13	C	CR	26	24	21	24	2	3	0	1,4	0,2	0,2	1,27	EJEMPLO
14	C	GA	45	12	11	27	2	3	0	1,2	0,5	0,3	1,31	EJEMPLO
15	C	CR	33	21	22	22	1	1	0	1,5	0,5	0,3	1,37	EJEMPLO COMPARATIVO
16	D	CR	32	17	28	18	0	3	2	1,8	0,3	0,2	1,57	EJEMPLO
17	D	CR	36	22	23	16	0	2	1	1,1	0,1	0,3	1,52	EJEMPLO
18	D	CR	20	30	17	30	1	2	0	1,7	0,1	0,6	1,37	EJEMPLO
19	D	GI	21	29	31	15	0	3	1	1,2	0,2	0,8	1,23	EJEMPLO
20	D	CR	33	9	27	25	1	4	1	1,1	0,2	0,2	1,71	EJEMPLO COMPARATIVO
21	E	CR	42	19	10	23	3	3	0	1,3	0,3	0,3	1,35	EJEMPLO
22	E	CR	48	22	12	13	1	3	1	1,7	0,1	0,4	1,23	EJEMPLO
23	E	CR	36	17	21	25	0	1	0	1,7	0,2	0,5	1,33	EJEMPLO
24	E	GI	38	20	22	16	0	2	2	1,1	0,1	0,4	1,39	EJEMPLO
25	E	CR	34	28	17	16	1	3	1	1,3	0,3	0,5	1,05	EJEMPLO COMPARATIVO
26	F	CR	44	9	21	19	0	7	0	1,3	0,2	0,3	1,25	EJEMPLO
27	F	CR	47	17	15	15	0	6	0	1,7	0,3	0,8	1,29	EJEMPLO
28	F	CR	15	17	33	29	0	6	0	1,2	0,2	0,5	1,21	EJEMPLO
29	F	GI	24	25	27	19	0	4	1	1,2	0,4	0,2	1,37	EJEMPLO

ES 2 755 414 T3

[Tabla 13]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA										RESULTADO DE ANÁLISIS DE LOS COMPONENTES	
			FRACCIÓN DE VOLUMEN							FORMA	PRECIPITADOS		WMny/WMn	
			F	B	BF	TM	M	Y RETENIDA	OTROS	RELACION DE ASPECTO Y	TAMAÑO PROMEDIO TiN	DENSIDAD DE AIN		
			%	%	%	%	%	%	%		µm	PIEZAS/mm ²		
30	F	CR	50	17	11	15	1	5	1	2,5	0,1	0,8	1,35	EJEMPLO COMPARATIVO
31	G	CR	29	16	19	30	2	4	0	1,2	0,4	0,3	1,15	EJEMPLO
32	G	CR	15	31	22	27	0	4	1	1,7	0,1	0,2	1,17	EJEMPLO
33	G	CR	41	23	18	14	0	3	1	1,1	0,4	0,4	1,19	EJEMPLO
34	G	EG	36	25	22	12	0	5	0	1,5	0,2	0,7	1,17	EJEMPLO
35	G	CR	37	27	14	15	1	6	0	2,3	0,3	0,3	1,21	EJEMPLO COMPARATIVO
36	H	CR	42	20	13	21	0	4	0	1,3	0,4	0,8	1,37	EJEMPLO
37	H	CR	42	20	16	17	1	3	1	1,8	0,2	0,5	1,27	EJEMPLO
38	H	CR	28	28	9	28	1	5	1	1,2	0,1	0,7	1,48	EJEMPLO
39	H	CR	33	14	26	22	0	5	0	1,5	0,3	0,8	1,52	EJEMPLO
40	H	CR	83	0	0	0	0	2	15	1,4	0,2	0,4	1,76	EJEMPLO COMPARATIVO
41	I	CR	14	30	14	37	3	2	0	1,2	0,3	0,5	1,30	EJEMPLO
42	I	CR	30	20	19	26	2	3	0	1,5	0,1	0,6	1,50	EJEMPLO
43	I	CR	14	34	15	33	2	2	0	1,2	0,2	0,5	1,27	EJEMPLO
44	I	EG	32	22	25	18	0	1	2	1,4	0,4	0,4	1,48	EJEMPLO
45	I	CR	4	27	46	18	0	4	1	1,5	0,1	0,7	1,25	EJEMPLO COMPARATIVO
46	J	CR	37	14	16	26	2	5	0	1,1	0,3	0,7	1,27	EJEMPLO
47	J	CR	39	21	13	19	0	6	2	1,3	0,3	0,4	1,21	EJEMPLO
48	J	CR	26	18	25	24	1	5	1	1,3	0,4	0,3	1,23	EJEMPLO
49	J	CR	28	10	25	31	0	5	1	1,4	0,2	0,5	1,37	EJEMPLO
50	J	CR	30	22	19	19	0	3	7	1,4	0,3	0,8	1,29	EJEMPLO COMPARATIVO
51	K	CR	29	18	24	23	2	4	0	1,2	0,4	0,4	1,27	EJEMPLO
52	K	CR	22	31	16	27	0	3	1	1,3	0,4	0,8	1,27	EJEMPLO
53	K	CR	24	30	15	29	0	2	0	1,7	0,4	0,5	1,35	EJEMPLO
54	K	CR	30	26	12	18	13	0	1	-	0,4	0,8	-	EJEMPLO
55	K	CR	37	24	19	13	0	0	7	-	0,2	0,7	-	EJEMPLO COMPARATIVO
56	L	CR	31	25	29	9	1	5	0	1,7	0,2	0,6	1,29	EJEMPLO
57	L	CR	46	13	8	27	2	4	0	1,7	0,1	0,2	1,35	EJEMPLO
58	L	GA	49	19	15	13	1	3	0	1,6	0,3	0,2	1,21	EJEMPLO
59	L	CR	42	9	22	21	1	5	0	1,6	0,1	2,5	1,27	EJEMPLO

[Tabla 14]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA										RESULTADO DE ANÁLISIS DE LOS COMPONENTES	
			FRACCIÓN DE VOLUMEN							FORMA	PRECIPITADOS		WMnyWMn	
			F	B	BF	TM	M	Y RETENIDA	OTROS	RELACION DE ASPECTO Y	TAMAÑO PROMEDIO TiN	DENSIDAD DE AIN		
			%	%	%	%	%	%	%		µm	PIEZAS/mm ²		
60	L	CR	55	16	8	6	3	3	9	1,5	0,2	0,5	1,29	EJEMPLO COMPARATIVO
61	M	CR	31	22	19	22	0	5	1	1,4	0,4	0,4	1,37	EJEMPLO
62	M	CR	41	19	21	11	1	6	1	1,4	0,4	0,8	1,37	EJEMPLO
63	M	CR	44	13	20	15	2	6	0	1,3	0,3	0,2	1,29	EJEMPLO
64	N	CR	35	11	26	22	0	6	0	1,3	0,1	0,4	1,15	EJEMPLO
65	N	CR	29	32	11	22	0	5	1	1,2	0,4	0,8	1,11	EJEMPLO
66	N	CR	50	11	18	12	2	7	0	1,4	0,3	0,7	1,19	EJEMPLO
67	O	CR	42	24	16	13	1	3	1	1,4	0,5	0,8	1,44	EJEMPLO
68	O	CR	40	25	8	23	1	2	1	1,3	0,3	0,6	1,31	EJEMPLO
69	O	CR	41	18	17	21	1	2	0	1,7	0,1	0,5	1,35	EJEMPLO
70	P	CR	32	9	22	28	3	5	1	1,5	0,2	0,4	1,19	EJEMPLO
71	P	CR	15	3	31	46	2	3	0	1,2	0,4	0,4	1,27	EJEMPLO
72	P	GA	34	6	15	37	3	5	0	1,5	0,3	0,2	1,25	EJEMPLO
73	Q	CR	16	26	28	24	0	5	1	1,3	0,3	0,7	1,15	EJEMPLO
74	Q	CR	34	16	18	25	0	6	1	1,2	0,1	0,5	1,15	EJEMPLO
75	Q	GA	33	18	28	17	1	3	0	1,5	0,4	0,6	1,11	EJEMPLO
76	R	CR	49	19	19	5	1	6	1	1,2	0,2	0,5	1,44	EJEMPLO
77	R	CR	36	21	22	13	4	4	0	1,5	0,5	0,8	1,41	EJEMPLO
78	R	EG	49	8	20	16	0	5	2	1,5	0,5	0,4	1,35	EJEMPLO
79	S	CR	13	35	21	23	0	6	2	1,5	0,4	0,5	1,29	EJEMPLO
80	S	CR	28	15	30	24	0	3	0	1,5	0,1	0,7	1,25	EJEMPLO
81	S	EG	12	25	27	28	0	6	2	1,1	0,4	0,4	1,29	EJEMPLO
82	T	CR	11	31	26	26	0	5	1	1,8	0,4	0,2	1,13	EJEMPLO
83	T	CR	22	33	17	22	1	4	1	1,3	0,4	0,2	1,25	EJEMPLO
84	T	GI	16	36	18	26	0	3	1	1,7	0,4	0,3	1,27	EJEMPLO
85	U	CR	32	18	32	11	0	5	2	1,4	0,4	0,2	1,25	EJEMPLO
86	U	CR	39	17	24	15	0	5	0	1,7	0,3	0,5	1,19	EJEMPLO
87	U	GI	47	16	16	15	1	5	0	1,1	0,1	0,3	1,29	EJEMPLO
88	V	CR	32	36	10	16	1	5	0	1,7	0,2	0,7	1,31	EJEMPLO
89	V	CR	33	10	30	18	0	7	2	1,6	0,3	0,2	1,19	EJEMPLO
90	V	CR	51	18	6	18	2	5	0	1,6	0,1	0,7	1,31	EJEMPLO
91	W	CR	46	9	25	16	0	3	1	1,5	0,1	0,7	1,19	EJEMPLO
92	W	CR	49	21	10	15	1	4	0	1,2	0,3	0,5	1,25	EJEMPLO
93	W	CR	33	27	24	11	1	3	1	1,7	0,4	0,6	1,25	EJEMPLO

ES 2 755 414 T3

94	X	CR	24	30	27	13	2	4	0	1,3	0,1	0,2	1,27	EJEMPLO
95	X	CR	28	14	28	25	0	3	2	1,3	0,3	0,2	1,29	EJEMPLO
96	X	CR	15	30	26	22	1	6	0	1,3	0,4	0,3	1,11	EJEMPLO
97	Y	CR	22	31	29	11	0	6	1	1,5	0,2	0,6	1,48	EJEMPLO
98	Y	CR	35	17	27	14	2	5	0	1,7	0,4	0,6	1,50	EJEMPLO
99	Y	CR	23	26	28	18	1	3	1	1,7	0,1	0,7	1,35	EJEMPLO
100	Z	CR	52	12	12	16	2	6	0	1,1	0,1	0,3	1,57	EJEMPLO
101	Z	CR	50	10	20	13	1	5	1	1,1	0,3	0,6	1,55	EJEMPLO
102	Z	CR	42	15	23	12	1	6	1	1,2	0,1	0,8	1,64	EJEMPLO
103	AA	CR	37	20	13	24	1	5	0	1,3	0,0	4,6	1,27	EJEMPLO COMPARATIVO
104	AB	CR	53	11	12	19	0	3	2	1,7	0,7	0,3	1,25	EJEMPLO COMPARATIVO
105	AC	CR	45	27	9	12	0	6	1	1,3	0,4	5,2	1,21	EJEMPLO COMPARATIVO
106	AD	CR	43	14	19	20	1	3	0	1,4	0,3	5,7	1,21	EJEMPLO COMPARATIVO
107	AE	CR	74	8	6	5	1	6	0	1,7	0,3	1,8	1,11	EJEMPLO COMPARATIVO
108	AF	CR	38	25	12	18	0	6	1	1,3	1,3	3,0	1,27	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 15]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE OBSERVACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA										RESULTADO DE ANÁLISIS DE LOS COMPONENTES	
			FRACCIÓN DE VOLUMEN							FORMA	PRECIPITADOS		WMny/WMn	
			F	B	BF	TM	M	Y RETENIDA	OTROS	RELACION DE ASPECTO Y	TAMAÑO PROMEDIO TiN	DENSIDAD DE AIN		
			%	%	%	%	%	%	%		µm	PIEZAS/mm ²		
201	BA	CR	53	4	20	12	5	6	0	1,7	0,3	0,6	1,35	EJEMPLO
202	BA	CA	54	13	17	8	2	6	1	1,5	0,2	0,7	1,38	EJEMPLO
203	BB	CR	62	3	13	11	8	3	0	1,9	0,3	0,7	1,49	EJEMPLO
204	BB	GI	61	17	4	11	3	3	1	1,5	0,4	0,7	1,44	EJEMPLO
205	BC	CR	67	18	2	18	4	3	0	1,8	0,3	0,5	1,40	EJEMPLO
206	BC	EG	67	19	4	18	0	2	0	1,8	0,2	0,6	1,39	EJEMPLO

Además, como una relación de aspecto promedio de la austenita retenida (γ) (relación de aspecto γ), se agregaron los resultados de medición de las relaciones de aspecto de las 20 austenitas retenidas más grandes en un mapa de austenita retenida obtenido por el analizador EBSD anterior y resultados de medición de las relaciones de aspecto de las 20 austenitas retenidas más grandes obtenidas mediante el análisis EBSD similar de una pieza de prueba fabricada para la observación de una superficie de espesor de 1/4 paralela a una superficie de lámina y se encontró un valor promedio de las relaciones de aspecto de las 40 austenitas retenidas.

Además, como diámetro de grano promedio de granos de TiN (tamaño promedio TiN), se fabricó una muestra para el microscopio electrónico de transmisión (TEM) mediante un método de réplica de extracción de la superficie donde se observaron las fracciones de volumen de las microestructuras, se midieron diámetros de grano (diámetros equivalentes a círculos) de 10 TiN por TEM y se encontró un valor promedio de los mismos.

Como la densidad de granos de AIN que tienen un diámetro de grano de 1 µm o más, se observaron inclusiones en un intervalo de 10,0 mm² por FE-SEM en la superficie donde se observaron las fracciones de volumen de las microestructuras, se midió la composición de inclusiones cuyo diámetro equivalente a un círculo fue superior a 1,0 µm, se contó la cantidad de inclusiones confirmadas como AIN y se encontró la densidad.

Una relación (WMny/WMn) de una cantidad de Mn de solución sólida (WMny) en la austenita retenida a una cantidad promedio de Mn (WMn) se encontró al medir WMn y WMny mediante el siguiente método.

Específicamente, en la superficie de observación donde se encontraron las fracciones de microestructura, el análisis de EPMA se llevó a cabo en el mismo intervalo que el del análisis de EBSD, WMn se encontró de un mapa de concentración de Mn obtenido, y el mapa de concentración de Mn y el mapa de austenita retenida se colocaron uno sobre otro, por lo cual solo se extrajeron valores de medición de la concentración de Mn en la austenita retenida, y se obtuvo WMny como valor promedio de la misma.

La Tabla 16 a Tabla 19 muestran resultados obtenidos cuando las propiedades de las láminas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 108, 201 a 208 se evaluaron mediante el siguiente método.

A partir de las láminas de acero de los ejemplos experimentales 1 a 108, 201 a 208, las piezas de prueba de tensión de conformidad con JIS Z 2201 se recogieron, una prueba de tensión se llevó a cabo en conformidad con JIS Z 2241 y se midieron el límite de elasticidad "YS", resistencia a la tensión "TS" y elongación total "EL".

Además, se llevó a cabo una prueba de expansión de agujero (JFST1001) para evaluar la expansibilidad, y se calculó un valor de límite de expansión de agujero "λ" que es un índice de expansibilidad.

Además, se sumergió la misma pieza de prueba de tensión en alcohol en el cual se agregó nitrógeno líquido, se enfrió hasta -60 °C, se sacó e inmediatamente se sometió a la prueba de tensión y se encontró una relación de estiramiento (reducción en área) de su porción fracturada.

ES 2 755 414 T3

[Tabla 16]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE MEDICIÓN DE CALIDAD DE MATERIAL					
			YS	TS	EL	λ	REDUCCIÓN EN ÁREA	
			MPa	MPa	%	%	%	
1	A	CR	614	1114	21	49	34	EJEMPLO
2	A	CR	570	995	21	48	29	EJEMPLO
3	A	CR	783	1040	18	54	42	EJEMPLO
4	A	GA	627	1082	22	49	29	EJEMPLO
5	A	CR	864	1062	22	46	6	EJEMPLO COMPARATIVO
6	B	CR	801	1087	21	48	46	EJEMPLO
7	B	CR	800	1196	21	42	36	EJEMPLO
8	B	CR	811	1050	22	50	32	EJEMPLO
9	B	GA	672	998	24	51	47	EJEMPLO
10	B	CR	591	1032	23	38	11	EJEMPLO COMPARATIVO
11	C	CR	680	1116	18	51	43	EJEMPLO
12	C	CR	662	1099	23	36	35	EJEMPLO
13	C	CR	921	1116	19	52	28	EJEMPLO
14	C	GA	742	1093	19	54	28	EJEMPLO
15	C	CR	786	1118	8	8	7	EJEMPLO COMPARATIVO
16	D	CR	761	1069	22	44	46	EJEMPLO
17	D	CR	760	1082	20	40	31	EJEMPLO
18	D	CR	908	1060	24	44	35	EJEMPLO
19	D	GI	800	940	24	42	29	EJEMPLO
20	D	CR	750	995	11	13	11	EJEMPLO COMPARATIVO
21	E	CR	684	997	25	44	32	EJEMPLO
22	E	CR	648	1034	21	29	26	EJEMPLO
23	E	CR	712	984	24	34	32	EJEMPLO
24	E	GI	747	1008	22	42	46	EJEMPLO
25	E	CR	770	1023	25	28	13	EJEMPLO COMPARATIVO
26	F	CR	918	1345	18	45	44	EJEMPLO
27	F	CR	794	1357	16	44	30	EJEMPLO
28	F	CR	1147	1338	18	45	32	EJEMPLO
29	F	GI	1008	1294	17	48	41	EJEMPLO
30	F	CR	776	1223	20	50	15	EJEMPLO COMPARATIVO

ES 2 755 414 T3

[Tabla 17]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE MEDICIÓN DE CALIDAD DE MATERIAL					
			YS	TS	EL	λ	REDUCCIÓN EN ÁREA	
			MPa	MPa	%	%	%	
31	G	CR	731	961	24	61	48	EJEMPLO
32	G	CR	922	1065	22	51	37	EJEMPLO
33	G	CR	696	1029	24	41	30	EJEMPLO
34	G	EG	708	1032	23	48	39	EJEMPLO
35	G	CR	737	1074	20	40	13	EJEMPLO COMPARATIVO
36	H	CR	729	1051	20	44	30	EJEMPLO
37	H	CR	712	1048	23	42	45	EJEMPLO
38	H	CR	807	1025	18	59	48	EJEMPLO
39	H	CR	719	980	22	44	42	EJEMPLO
40	H	CR	610	765	2	7	7	EJEMPLO COMPARATIVO
41	I	CR	830	904	26	43	48	EJEMPLO
42	I	CR	778	1014	20	47	28	EJEMPLO
43	I	CR	795	911	26	57	26	EJEMPLO
44	I	EG	780	994	22	48	43	EJEMPLO
45	I	CR	982	1033	14	51	14	EJEMPLO COMPARATIVO
46	J	CR	776	1067	23	40	36	EJEMPLO
47	J	CR	695	1036	23	57	41	EJEMPLO
48	J	CR	889	1063	21	40	41	EJEMPLO
49	J	CR	799	1079	21	41	34	EJEMPLO
50	J	CR	616	831	15	16	12	EJEMPLO COMPARATIVO
51	K	CR	884	1150	20	47	36	EJEMPLO
52	K	CR	988	1194	18	47	29	EJEMPLO
53	K	CR	903	1126	21	51	44	EJEMPLO
54	K	CR	854	1137	13	33	6	EJEMPLO
55	K	CR	771	1114	12	32	13	EJEMPLO COMPARATIVO
56	L	CR	769	1073	20	39	36	EJEMPLO
57	L	CR	611	979	23	56	29	EJEMPLO
58	L	GA	596	1056	20	48	40	EJEMPLO
59	L	CR	681	990	16	19	7	EJEMPLO
60	L	CR	540	974	15	15	8	EJEMPLO COMPARATIVO

ES 2 755 414 T3

[Tabla 18]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE MEDICIÓN DE CALIDAD DE MATERIAL					*REDUCCIÓN EN ÁREA
			YS	TS	EL	λ	*	
			MPa	MPa	%	%	%	
61	M	CR	695	920	21	38	36	EJEMPLO
62	M	CR	636	918	26	38	39	EJEMPLO
63	M	CR	592	969	22	45	28	EJEMPLO
64	N	CR	945	1346	16	37	43	EJEMPLO
65	N	CR	1092	1406	14	51	26	EJEMPLO
66	N	CR	767	1338	17	34	40	EJEMPLO
67	O	CR	638	1018	20	47	46	EJEMPLO
68	O	CR	623	979	24	35	34	EJEMPLO
69	O	CR	646	970	22	51	35	EJEMPLO
70	P	CR	1006	1323	15	47	44	EJEMPLO
71	P	CR	1247	1472	13	35	48	EJEMPLO
72	P	GA	1010	1355	16	50	45	EJEMPLO
73	Q	CR	962	1094	17	48	48	EJEMPLO
74	Q	CR	760	1067	18	60	31	EJEMPLO
75	Q	GA	790	1048	22	45	44	EJEMPLO
76	R	CR	764	1274	16	32	45	EJEMPLO
77	R	CR	862	1265	16	36	35	EJEMPLO
78	R	EG	798	1225	16	42	31	EJEMPLO
79	S	CR	1004	1082	19	45	36	EJEMPLO
80	S	CR	852	1096	20	54	48	EJEMPLO
81	S	EG	938	1001	22	46	40	EJEMPLO
82	T	CR	949	1022	22	49	37	EJEMPLO
83	T	CR	980	1134	19	50	38	EJEMPLO
84	T	GI	929	1061	17	53	32	EJEMPLO
85	U	CR	857	1091	18	38	43	EJEMPLO
86	U	CR	679	1052	18	44	41	EJEMPLO
87	U	GI	698	1157	19	52	31	EJEMPLO
88	V	CR	899	1173	18	42	46	EJEMPLO
89	V	CR	852	1140	16	47	44	EJEMPLO
90	V	CR	852	1122	19	39	29	EJEMPLO

ES 2 755 414 T3

91	W	CR	677	1066	19	52	29	EJEMPLO
92	W	CR	619	1048	20	52	31	EJEMPLO
93	W	CR	735	1046	18	56	27	EJEMPLO

95	X	CR	746	913	25	38	38	EJEMPLO
96	X	CR	878	989	22	46	46	EJEMPLO
97	Y	CR	837	1020	20	45	42	EJEMPLO
98	Y	CR	681	969	20	47	40	EJEMPLO
99	Y	CR	849	1017	21	39	41	EJEMPLO
100	Z	CR	538	1015	21	35	37	EJEMPLO
101	Z	CR	562	932	22	48	27	EJEMPLO
102	Z	CR	676	930	22	32	34	EJEMPLO
103	AA	CR	746	1029	21	42	4	EJEMPLO COMPARATIVO
104	AB	CR	557	933	20	52	9	EJEMPLO COMPARATIVO
105	AC	CR	687	1032	20	51	1	EJEMPLO COMPARATIVO
106	AD	CR	656	942	25	45	5	EJEMPLO COMPARATIVO
107	AE	CR	299	950	22	37	2	EJEMPLO COMPARATIVO
108	AF	CR	696	934	25	46	3	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 19]

EJEMPLO EXPERIMENTAL	LÁMINA DE ACERO LAMINADA EN FRÍO	TIPO DE ACERO	RESULTADO DE MEDICIÓN DE CALIDAD DE MATERIAL					
			YS	TS	EL	λ	REDUCCIÓN EN ÁREA	
			MPa	MPa	%	%	%	
201	BA	CR	633	918	23	52	28	EJEMPLO
202	BA	GA	695	985	23	48	36	EJEMPLO
203	BB	CR	753	1280	18	35	22	EJEMPLO
204	BB	GI	649	1064	23	40	36	EJEMPLO
205	BC	CR	737	908	22	42	33	EJEMPLO
206	BC	EG	680	923	24	41	36	EJEMPLO

5 Tal como se muestra en la Tabla 16 a Tabla 19, en todos los ejemplos experimentales que fueron ejemplos de la presente invención de los ejemplos experimentales 1 a 93 y 95 a 108, 201 a 208, la resistencia a la tensión fue 900 MPa o más y el resultado de la reducción en el área fue 20% o más y, por lo tanto, fue alta y fueron excelentes en resistencia al impacto.

Por otro lado, en los ejemplos experimentales siendo ejemplos comparativos de los ejemplos experimentales 1 a 93 y 95 a 108, la resistencia a la tensión fue menos de 900 MPa y/o el resultado de la reducción en el área fue bajo y no tenía alta resistencia y no fue excelente en resistencia al impacto.

10 Además, los ejemplos experimentales 14 y 72 son ejemplos donde la película de revestimiento hecha del óxido compuesto que contiene fósforo se aplica sobre la superficie de la capa galvanizada y tienen buenas propiedades.

El ejemplo experimental 5 es un ejemplo donde la temperatura de calentamiento de planchón antes del laminado en caliente es baja, queda TiN grueso y la reducción en el área a bajas temperaturas es inferior.

15 El ejemplo experimental 10 es un ejemplo donde el valor de la (Expresión 1) es grande y existe TiN grueso y el ejemplo experimental 59 es un ejemplo donde el valor de la (Expresión 1) es pequeño y existe AlN grueso. En el ejemplo experimental 10 y el ejemplo experimental 59, la reducción en el área a bajas temperaturas es inferior.

El ejemplo experimental 15 es un ejemplo donde la temperatura de laminado en caliente de acabado del laminado en caliente es baja, y debido a que las microestructuras se extienden en una dirección y no son uniformes, la ductilidad, la expansibilidad y la reducción en el área a bajas temperaturas son inferiores.

20 El ejemplo experimental 20 es un ejemplo donde el embobinado después del laminado en caliente es alto y, debido a que las microestructuras se vuelven muy gruesas, la ductilidad, la expansibilidad y la reducción en el área a bajas temperaturas son inferiores.

25 En el ejemplo experimental 25, la tasa de enfriamiento promedio después del embobinado es alta, WMny/WMn es baja, el Mn concentrado con la austenita retenida es insuficiente y la reducción en el área a temperaturas bajas es inferior.

En el ejemplo experimental 30, debido a que la relación de reducción del laminado en frío es pequeña y la relación de aspecto de la austenita retenida (relación de aspecto γ) es grande, la reducción en el área a bajas temperaturas es inferior.

30 En el ejemplo experimental 35, debido a que la tasa de calentamiento promedio del recocido es alta y la relación de aspecto de la austenita retenida (relación de aspecto γ) es grande, la reducción en el área a bajas temperaturas es inferior.

El ejemplo experimental 40 es un ejemplo donde la temperatura de calentamiento máxima en el recocido es baja y debido a que contiene muchos carburos en base a hierro gruesos que funcionan como el punto de partida de destrucción, la ductilidad, la expansibilidad y la reducción en el área a bajas temperaturas son inferiores.

ES 2 755 414 T3

En el ejemplo experimental 45, debido a que la tasa de enfriamiento hasta 700 °C es excesivamente alta y no se obtiene una estructura lo suficientemente suave, la ductilidad y la reducción en el área a bajas temperaturas son inferiores.

5 En el ejemplo experimental 50, la tasa de enfriamiento 1 es excesivamente baja, se genera un carburo grueso, no se obtiene de manera suficiente una estructura suave, la resistencia es inferior y la ductilidad, la expansibilidad y la reducción en el área a bajas temperaturas son inferiores.

En el ejemplo experimental 54, el tiempo de retención a 350 a 450 °C es corto, una cantidad de la austenita retenida es pequeña y la ductilidad y la reducción en el área a bajas temperaturas son inferiores.

10 En el ejemplo experimental 55, el tiempo de retención a 350 a 450 °C es largo, una cantidad de la austenita retenida es pequeña, se genera un carburo grueso y la ductilidad y la reducción en el área a bajas temperaturas son inferiores.

En el ejemplo experimental 60, la tasa de enfriamiento 2 es baja, se genera un carburo grueso y la ductilidad, la expansibilidad y la reducción en el área a bajas temperaturas son inferiores.

Los ejemplos experimentales 103 a 108 son ejemplos donde los componentes químicos salen de los intervalos predeterminados y en ninguno de ellos se obtiene una reducción suficiente en el área a bajas temperaturas.

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto que consiste en, % en masa,
 C: 0,075 a 0,300%,
 Si: 0,30 a 2,50%,
 5 Mn: 1,30 a 3,50%,
 P: 0,001 a 0,050%,
 S: 0,0001 a 0,0050%,
 Al: 0,001 a 0,050%,
 Ti: 0,0010 a 0,0150%,
 10 N: 0,0001 a 0,0050%, y
 O: 0,0001 a 0,0030%,
 y que además comprende opcionalmente uno o dos o más elementos seleccionados de
 Nb: 0,0010 a 0,0150%,
 V: 0,010 a 0,150%,
 15 B: 0,0001 a 0,0100%,
 Cr: 0,01 a 2,00%,
 Ni: 0,01 a 2,00%,
 Cu: 0,01 a 2,00%,
 Mo: 0,01 a 1,00%,
 20 W: 0,01 a 1,00%, y
 uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM totalmente en 0,0001 a 0,5000%
 siendo el resto hierro e impurezas inevitables, y
 que tiene una estructura de lámina de acero en la cual en una región de un espesor de 1/8 a un espesor de 3/8 cuyo
 centro está a un espesor de 1/4 de la lámina de acero, 1 a 8% de austenita retenida está contenida en fracción de
 25 volumen, una relación de aspecto promedio de la austenita retenida es 2,0 o menos, una cantidad de Mn de solución
 sólida en la austenita retenida es 1,1 veces una cantidad promedio de Mn o más, granos de TiN que tienen un diámetro
 de grano promedio de 0,5 μm o menos están contenidos, y una densidad de granos de AlN con un diámetro de grano
 de 1 μm o más es 1,0 piezas/ mm^2 o menos, y
 30 en donde la resistencia a la tensión máxima es 900 MPa o más y la reducción en el área es 20% o más, en donde la
 reducción en el área se mide por una prueba de tensión en una pieza de prueba de tensión que se ha enfriado hasta
 -60 °C.
2. La lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con la reivindicación 1,
 en donde, en la región de espesor de 1/8 a espesor de 3/8 de la lámina de acero, la estructura de lámina de acero
 35 contiene, en fracción de volumen, 10 a 75% de ferrita, uno o ambos de ferrita bainítica y bainita totalmente en 10 a
 50%, y 10 a 50% de martensita templada, y
 en donde la perlita está limitada a 5% o menos en fracción de volumen y la martensita fresca está limitada a 15% o
 menos en fracción de volumen.
3. La lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con la reivindicación 1 que
 contiene, además, en % en masa, uno o dos o más de
 40 Nb: 0,0010 a 0,0150%,
 V: 0,010 a 0,150% y

ES 2 755 414 T3

B: 0,0001 a 0,0100%.

4. La lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con la reivindicación 1 que contiene, además, en % en masa, uno o dos o más de

Cr: 0,01 a 2,00%,

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

Cu: 0,01 a 2,00%,

Mo: 0,01 a 1,00%, y

W: 0,01 a 1,00%.

10 5. La lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con la reivindicación 1, que contiene además uno o dos o más de Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM totalmente en 0,0001 a 0,5000 % en masa.

6. La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con la reivindicación 1, en donde se forma una capa galvanizada sobre una superficie.

15 7. La lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con la reivindicación 6, en donde una película de revestimiento hecha de un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo se forma sobre la superficie de la capa galvanizada.

8. Un método de fabricación de una lámina de acero de alta resistencia excelente en resistencia al impacto, comprendiendo el método:

un paso de laminado en caliente en el cual un planchón que consiste en, % en masa,

C: 0,075 a 0,300%,

20 Si: 0,30 a 2,50%,

Mn: 1,30 a 3,50%,

P: 0,001 a 0,050%,

S: 0,0001 a 0,0050%,

Al: 0,001 a 0,050%,

25 Ti: 0,0010 a 0,0150%,

N: 0,0001 a 0,0050%, y

O: 0,0001 a 0,0030%,

y además que comprende opcionalmente uno o dos o más elementos seleccionados de

Nb: 0,0010 a 0,0150%,

30 V: 0,010 a 0,150%,

B: 0,0001 a 0,0100%,

Cr: 0,01 a 2,00%,

Ni: 0,01 a 2,00%,

Cu: 0,01 a 2,00%,

35 Mo: 0,01 a 1,00%,

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

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

siendo el resto hierro e impurezas inevitables

40 se calienta hasta 1210 °C o más, se realiza una reducción en una condición que satisface la siguiente (Expresión 1) al menos en un intervalo de temperatura de 1100 a 1000 °C, la reducción se acaba a una temperatura de laminado en

caliente de acabado que es una temperatura que no es inferior a 800 °C o Ar₃ (un punto de transformación), la temperatura que sea más alta, y esta temperatura no es superior a 970 °C, se realiza embobinado en una región de temperatura de 750 °C o menor, y se realiza enfriamiento a una tasa de enfriamiento promedio de 15 °C/hora o menos;

5 un paso de laminado en frío en el cual se realiza el laminado en frío a una relación de reducción de 30 a 75% después del paso de laminado en caliente; y

10 un paso de recocido continuo para realizar, después del paso de laminado en frío, recocido donde el calentamiento se realiza en un intervalo de temperatura de 550 a 700 °C a una tasa de calentamiento promedio de 10 °C/segundo o menos, una temperatura de calentamiento máxima se fija en una temperatura entre (un punto de transformación Ac₁ + 40) y 1000 °C, el enfriamiento se realiza en un intervalo de temperatura de la temperatura de calentamiento máxima hasta 700 °C a una tasa de enfriamiento promedio de 1,0 a 10,0 °C/segundo, el enfriamiento se realiza en un intervalo de temperatura de 700 a 50 °C a una tasa de enfriamiento promedio de 5,0 a 200,0 °C/segundo, y un proceso de retención se realiza en un intervalo de temperatura de 350 a 450 °C durante 30 a 1000 segundos.

[Expresión Numérica 1]

$$1,0 \leq \left\{ \sum_{i=1}^n \left[\left\{ -97,2 + 5,47 \cdot (T_{i+1} + T_i) \right\}^{1/2} - 0,067 \cdot (T_{i+1} + T_i) \right]^2 \cdot \exp \left(- \frac{20800}{T_{i+1} + T_i} \right) \cdot t_i \cdot \epsilon_i^{1/2} \right\}^{1/2} \leq 5,0$$

15 ... (Expresión 1)

En la (Expresión 1), i representa el número de pasadas, T_i representa una temperatura de acritud de la ia pasada, t_i representa un tiempo transcurrido de la ia pasada a la pasada i+1a, y ε_i representa una relación de reducción de la ia pasada.

20 9. Un método para fabricar una lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto, en donde, en el paso de recocido continuo del método de fabricación de acuerdo con la reivindicación 8, se forma una capa galvanizada sobre una superficie de la lámina de acero al aplicar electrogalvanización después del proceso de retención.

25 10. Un método de fabricación de una lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto, en donde, en el paso de recocido continuo del método de fabricación de acuerdo con la reivindicación 8, después del enfriamiento en el intervalo de temperatura de 700 a 500 °C, la lámina de acero se sumerge en un baño de galvanización para formar una capa galvanizada sobre una superficie de la lámina de acero antes del proceso de retención en el intervalo de temperatura de 350 a 450 °C o después del proceso de retención.

30 11. El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en resistencia al impacto de acuerdo con la reivindicación 10, en donde, después de sumergirse en el baño de galvanización, la lámina de acero se recalienta hasta 460 a 600 °C y se retiene durante dos segundos o más para alea la capa galvanizada.

12. El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en la resistencia al impacto de acuerdo con la reivindicación 10, en donde, después de que se forma la capa galvanizada, una película de revestimiento hecha de un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo se aplica sobre una superficie de la capa galvanizada.

35 13. El método de fabricación de la lámina de acero galvanizado de alta resistencia excelente en la resistencia al impacto de acuerdo con la reivindicación 11, en donde, después de que se alea la capa galvanizada, una película de revestimiento hecha de un óxido de fósforo y/o un óxido compuesto que contiene fósforo se aplica sobre una superficie de la capa galvanizada.