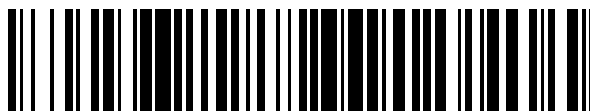


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 711 891**

51 Int. Cl.:

C21D 8/02	(2006.01) C25D 3/22	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01) C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01) C22C 38/12	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01) C22C 38/14	(2006.01)
C22C 38/08	(2006.01) C22C 38/34	(2006.01)
C23C 2/28	(2006.01) C22C 38/40	(2006.01)
C23C 2/40	(2006.01) C22C 38/38	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01) C22C 38/58	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)	
C25D 5/36	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **16.09.2011** **E 15202459 (2)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **12.12.2018** **EP 3034644**

54 Título: **Lámina de acero de alta resistencia y lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento y método de fabricación de estas**

30 Prioridad:

16.09.2010 JP 2010208330
16.09.2010 JP 2010208329

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
08.05.2019

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

KAWATA, HIROYUKI;
MARUYAMA, NAOKI;
MURASATO, AKINOBU;
YOSHINAGA, NAOKI;
WAKABAYASHI, CHISATO y
SUZUKI, NORIYUKI

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 711 891 T3

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

DESCRIPCIÓN

Lámina de acero de alta resistencia y lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento y método de fabricación de estas

Campo técnico

- 5 La presente invención se refiere a una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia y una lámina de acero recubierta con zinc laminada en caliente de alta resistencia que tienen excelente ductilidad y capacidad de estiramiento y un método para fabricar las mismas.

Técnica antecedente

- 10 En los últimos años ha aumentado la demanda de una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia utilizada en un vehículo o similar y también se está utilizando una lámina de acero laminado en frío de alta resistencia con un estrés de tensión máximo de 900 MPa o mayor.

En general, a medida que la resistencia de una lámina de acero mejora, la ductilidad y capacidad de estiramiento disminuyen y la docilidad se degrada. Sin embargo, en años recientes se ha exigido una lámina de acero de alta resistencia con suficiente docilidad.

- 15 Como técnica convencional para mejorar la ductilidad y capacidad de estiramiento de una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero galvanizada de alta resistencia a la tensión que tiene una composición que contiene, en porcentaje en masa, C: 0,05 a 0,20%, Si: 0,3 a 1,8%, Mn: 1,0 a 3,0%, S: 0,005% o menos, el resto compuesto por Fe e impurezas inevitables, tiene una estructura de compuesto que incluye ferrita, martensita templada, austenita retenida y fase de transformación de baja temperatura, y contiene en porcentaje en volumen 30% o más de ferrita, 20% o más de martensita templada, 2% o más de austenita retenida, en la cual los tamaños de grano de cristal promedio de ferrita y martensita templada son 10 μm o menores, es un ejemplo ejemplar (ver Documento de Patente 1, por ejemplo).

- 25 Además, como una técnica convencional para mejorar la docilidad de una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero laminado en frío de alta resistencia a la tensión, en la cual las cantidades de C, Si, Mn, P, S, Al y N están ajustadas, que contiene además 3% o más de ferrita y un total de 40% o más de bainita que contiene carburo y martensita que contiene carburo como estructuras de metal de la lámina de acero que contiene uno o más de Ti, Nb, V, B, Cr, Mo, Cu, Ni y Ca, según sea necesario, en donde la cantidad total de ferrita, bainita y martensita es 60% o más, y que tiene además una estructura en la cual el número de granos de ferrita que contienen cementita, martensita o austenita retenida en los mismos corresponde a 30% o más del número total de granos de ferrita y 30 tiene una resistencia a la tensión de 780 MPa o más, es un ejemplo ejemplar (ver Documento de Patente 2, por ejemplo).

- 35 Más aun, como una técnica convencional para mejorar la capacidad de estiramiento de una lámina de acero de alta resistencia, una lámina de acero en la cual una diferencia en dureza entre una parte dura y una parte blanda de la lámina de acero se reduce es un ejemplo ejemplar. Por ejemplo, el Documento de Patente 3 divulga una técnica en la cual la desviación estándar de dureza en la lámina de acero se reduce y se proporciona dureza uniforme a la lámina de acero entera. El Documento de Patente 4 divulga una técnica en la cual la dureza en la parte dura se disminuye por tratamiento con calor y la diferencia en dureza con la de la parte blanda se reduce. El Documento de Patente 5 divulga una técnica en la cual la diferencia en dureza de la parte blanda se reduce al configurar la parte dura de bainita relativamente blanda.

- 40 Más aun, como una técnica convencional para mejorar la capacidad de estiramiento de una lámina de acero de alta resistencia, puede ejemplificarse una lámina de acero que tiene una estructura que contiene por relación de área 40 a 70% de martensita templada y un resto compuesto por ferrita, en la cual se reduce una relación entre un valor de límite superior y un valor de límite inferior de concentración Mm en una sección transversal en una dirección de espesor de la lámina de acero (ver el Documento de Patente 6, por ejemplo).

Lista de citas

Documentos de Patente

[Documento de Patente 1] Solicitud de Patente sin examinar japonesa, primera publicación No. 2001-192768

[Documento de Patente 2] Solicitud de Patente sin examinar japonesa, primera publicación No. 2004-68050

[Documento de Patente 3] Solicitud de Patente sin examinar japonesa, primera publicación No. 2008-266779

- 50 [Documento de Patente 4] Solicitud de Patente sin examinar japonesa, primera publicación No. 2007-302918

[Documento de Patente 5] Solicitud de Patente sin examinar japonesa, primera publicación No. 2004-263270

[Documento de Patente 6] Solicitud de Patente sin examinar japonesa, primera publicación No. 2010-65307

El documento EP1607489 describe una lamina de acero laminado en caliente de alta resistencia, dirigida componentes de suspensión de automoción con excelente capacidad de estiramiento de orificios y ductilidad, y un método de producción de la lámina de acero, en donde la relación de ocupación de ferrita aumenta.

5 Compendio de la invención

Problema técnico

Sin embargo, de acuerdo con las técnicas convencionales, la docilidad de la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia con una resistencia a la tensión máxima de 900 MPa o mayor es insuficiente y se ha deseado mejorar además la ductilidad y capacidad de estiramiento y mejorar de este modo además la docilidad.

- 10 La presente invención se realiza en vista de dichas circunstancias y un objeto de esta es proporcionar una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia, que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento y tiene excelente docilidad, mientras que la alta resistencia se asegura de modo que la resistencia a la tensión máxima se vuelva 900 MPa o mayor y un método para fabricar la misma.

Solución al problema

- 15 El presente inventor llevó a cabo un estudio intensivo para resolver los problemas anteriores. Como resultado, el presente inventor encontró que es posible asegurar una resistencia a la tensión máxima tan alta como 900 MPa o mayor y mejorar significativamente la ductilidad y capacidad de estiramiento (propiedad de expansión de agujeros) al permitir que la lámina de acero tenga una gran diferencia de dureza al aumentar una distribución de micro Mn dentro de la lámina de acero y tenga un grano de cristal promedio lo suficientemente pequeño al controlar la dispersión en la distribución de dureza.

- [1] Una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene una excelente ductilidad y capacidad de estiramiento, que consiste en un porcentaje en masa de: 0,05 a 0,4% de C; 0,1 a 2,5% de Si; 1,0 a 3,5% de Mn; 0,001 a 0,03% de P; 0,0001 a 0,01% de S; 0,001 a 2,5% de Al; 0,0001 a 0,01% de N; 0,0001 a 0,008% de O; y un resto compuesto por hierro e impurezas inevitables, en donde una estructura de lámina de acero contiene en fracción de volumen 10 a 50% de una fase de ferrita, 10 a 50% de una fase de martensita templada y una fase dura restante, en donde cuando una pluralidad de regiones de medición con diámetros de 1 μ m o menores se fijan en un intervalo de 1/8 a 3/8 de espesor de la lámina de acero, los valores de medición de dureza en la pluralidad de regiones de medición están dispuestos en un orden ascendente para obtener una distribución de dureza, un número entero N0,02, que es un número obtenido al multiplicar un número total de los valores de medición de dureza por 0,02 y, si está presente, se obtiene al redondear hacia arriba un número decimal, una dureza de un valor de medición que es un valor N0,02-ésimo más grande que un valor de medición de dureza más pequeño se considera como una dureza de 2%, un número entero N0,98 que es un número obtenido al multiplicar el número total de los valores de medición de dureza por 0,98 y, si está presente, se obtiene al redondear hacia abajo el número decimal, y una dureza de un valor de medición que es un N0,98-ésimo valor más grande del valor de medición de dureza más pequeño se considera como una dureza de 98%, la dureza de 98% es 1,5 o más veces más alta que la dureza de 2%, en donde una curtosis K* de la distribución de dureza entre la dureza de 2% y la dureza de 98% es igual o mayor que -1,2 e igual o menor que -0,4, y en donde un tamaño de grano de cristal promedio en la estructura de lámina de acero es 10 μ m o menor.

- [2] La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con [1], en donde una diferencia entre un valor máximo y un valor mínimo de la concentración de Mn en un hierro base en un espesor que varía de 1/8 a 3/8 de la lámina de acero es igual o mayor que 0,4% e igual o menor que 3,5% cuando se convierte al porcentaje en masa.

- [3] La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con [1] o [2], en donde cuando una sección de la dureza de 2% a la dureza de 98% se divide de manera similar en 10 partes, y se configuran 10 secciones de 1/10, un número de los valores de medición de dureza en cada sección de 1/10 es 2 a 30% de un número de todos los valores de medición.

- [4] La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de [1] a [3], en donde la fase dura incluye cualquiera o ambas de una fase de ferrita bainítica y una fase de bainita de 10 a 45% en una fracción de volumen y una fase de martensita nueva de 10% o menor.

- [5] La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de [1] a [4], en donde la estructura de lámina de acero incluye además 2 a 25% de una fase de austenita retenida.

- [6] La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de [1] a [5] que incluye, además, en porcentaje en masa uno o más de 0,005

a 0,09% de Ti; y 0,005 a 0,09% de Nb.

[7] La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de [1] a [6] que incluye, además, en porcentaje en masa uno o más de: 0,0001 a 0,01% de B; 0,01 a 2,0% de Cr; 0,01 a 2,0% de Ni; 0,01 a 2,0% de Cu; y 0,01 a 0,8% de Mo.

5 [8] La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de [1] a [7] que incluye, además, en porcentaje en masa: 0,005 a 0,09% de V.

10 [9] La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de [1] a [8] que incluye, además, uno o más de Ca, Ce, Mg y REM a 0,0001 a 0,5% en porcentaje en masa en total.

[10] Una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento, en donde la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia se produce al formar una capa recubierta con zinc en una superficie de la lámina de acero de alta resistencia de acuerdo con cualquiera de [1] a [9].

15 [11] Un método para fabricar una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene una excelente ductilidad y capacidad de estiramiento, incluyendo el método: un proceso de laminado en caliente en el cual una palanquilla que contiene los constituyentes químicos de acuerdo con cualquiera de [1] o [6] a [9] se calienta hasta 1050°C o más directamente o después de un enfriamiento, se realiza un laminado en caliente sobre la misma a una temperatura más alta de uno de 800°C y un punto de transformación de Ar_3 , y se realiza un bobinado en un intervalo de temperatura inferior a 500°C y al punto de Bs a 750°C de modo que una fase de austenita en una estructura de un material laminado después del laminado ocupa 50% en volumen o más; un proceso de enfriamiento en el cual la lámina de acero después del laminado en caliente se enfría desde una temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100) °C a una tasa de 20°C/hora o menor mientras se cumple la siguiente Ecuación (1); y un proceso en el cual se realiza un recocido continuo en la lámina de acero después del enfriamiento, en donde en el proceso en el cual se realiza el recocido continuo, la lámina de acero se recuece a una temperatura de calentamiento máxima de 750 a 1000°C, posteriormente se realiza un primer enfriamiento en el cual la lámina de acero se enfría de la temperatura de calentamiento máxima a un intervalo de temperatura de transformación de ferrita o menor y se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita durante 20 a 1000 segundos, posteriormente se realiza un segundo enfriamiento en el cual la lámina de acero se enfría a un ritmo de enfriamiento de 10°C/segundo o mayor por término medio en un intervalo de temperatura de transformación de bainita y el enfriamiento se detiene dentro de un intervalo de una temperatura de partida de transformación de martensita - 120°C a la temperatura de partida de transformación de martensita, la lámina de acero después del segundo enfriamiento se mantiene en un intervalo de una segunda temperatura de detención de enfriamiento a la temperatura de partida de transformación de martensita durante 2 a 1000 segundos, la lámina de acero se recalienta posteriormente hasta una temperatura de detención de recalentamiento, que es igual a o mayor a una temperatura de partida de transformación de bainita - 100°C, a un ritmo de aumento de temperatura de 10°C/segundo o mayor en porcentaje en el intervalo de temperatura de transformación de bainita, y se realiza un tercer enfriamiento en el cual la lámina de acero después del recalentamiento se enfría de la temperatura de detención de recalentamiento a una temperatura que es menor que el intervalo de temperatura de transformación de bainita y se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita durante 30 segundos o más:

40 [Ecuación 1]

$$\left[\int_{T_c-100}^{T_c} 9.47 \times 10^5 \cdot \exp\left(-\frac{18480}{T+273}\right) \cdot t(T) \cdot dT \right]^{0.5} \geq 1.0 \quad \dots (1)$$

[donde $t(T)$ en la Ecuación (1) representa el tiempo de mantenimiento (segundos) de la lámina de acero a una temperatura $T^\circ\text{C}$ en el proceso de enfriamiento después del bobinado.]

45 [12] El método de fabricación de la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con [11], en donde la temperatura de bobinado después del laminado en caliente es igual o mayor que un punto de Bs y es igual o menor que 750°C.

50 [13] El método de fabricación de la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con [11] o [12], que incluye además entre el proceso de enfriamiento y el proceso de recocido continuo: un proceso de laminado en frío en el que la lámina de acero se somete a un decapado ácido y un laminado en frío con una reducción de laminado del 35 al 80%.

[14] El método de fabricación de la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de [11] a [13], en donde una suma de un tiempo

durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el segundo enfriamiento y un tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el recalentamiento es 25 segundos o menos.

5 [15] Un método para fabricar una lámina de acero recubierta con zinc laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento, en donde la lámina de acero se sumerge en un baño de revestimiento de zinc en el recalentamiento al fabricar la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia en base al método de fabricación de acuerdo con cualquiera de [11] a [14].

10 [16] Un método para fabricar una lámina de acero laminado en caliente recubierta con zinc de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento, en donde la lámina de acero se sumerge en un baño de revestimiento de zinc en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el tercer enfriamiento al fabricar la lámina de acero de alta resistencia en base al método de fabricación de acuerdo con cualquiera de [11] a [14].

15 [17] Un método para fabricar una lámina de acero laminado en caliente recubierta con zinc de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento, en donde se realiza galvanoplastia con zinc después de la fabricación de la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia en el método de fabricación de acuerdo con cualquiera de [11] a [14].

[18] Un método para fabricar una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento, en donde se realiza un revestimiento con zinc por inmersión en caliente después de la fabricación de la lámina de acero de alta resistencia en el método de fabricación de acuerdo con cualquiera de [11] a [14].

20 **Efectos ventajosos de la invención**

La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención contiene constituyentes químicos predeterminados, cuando una pluralidad de regiones de medición con diámetros de 1 μm o menores se fijan en un intervalo de 1/8 a 3/8 de un espesor de una lámina de acero, valores de medición de dureza en la pluralidad de regiones de medición están dispuestos en orden ascendente para obtener una distribución de dureza, 25 un número entero N0,02 que es un número obtenido al multiplicar un número total de los valores de medición de dureza por 0,02 y, si está presente, se obtiene al redondear para arriba un número decimal, una dureza de un valor de medición que es un N0,02-ésimo valor más grande del valor de medición de dureza más pequeño se considera una dureza de 2%, un número entero N0,98 que es un número obtenido al multiplicar el número total de los valores de medición de dureza por 0,98 y, si está presente, se obtiene al redondear para abajo un número decimal, y una 30 dureza de un valor de medición que es un N0,98-ésimo valor más grande del valor de medición de dureza más pequeño se considera como una dureza de 98%, la dureza de 98% es 1,5 o más veces más alta que la dureza de 2%, una curtosis K^* de la distribución de dureza entre la dureza de 2% y la dureza de 98% es igual o menor a -0,40, un tamaño de grano de cristal promedio en la estructura de lámina de acero es 10 μm o menor, y de este modo, se obtiene la lámina de acero que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento a la vez que se asegura la 35 resistencia a la tensión que llega a 900 MPa o más.

Además, una distribución de micro Mn dentro de la lámina de acero aumenta al bobinar la lámina de acero después del laminado en caliente alrededor de una bobina a 750°C y al enfriar la lámina de acero de la temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100) °C a un ritmo de enfriamiento de 20°C/hora o menos mientras se 40 cumple la Ecuación (1) anterior, en el proceso para producir una bobina laminada en caliente a partir de la palanquilla que contiene los constituyentes químicos predeterminados en el método de fabricación de la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de acuerdo con la presente invención.

Además, debido a que el proceso en el cual se realiza un recocido continuo en la lámina de acero con distribución de Mn aumentada incluye un proceso de calentamiento en el cual la lámina de acero se recuece a una temperatura de calentamiento máxima de 750 a 1000°C, un primer proceso de enfriamiento en el cual la lámina de acero se 45 enfría de la temperatura de calentamiento máxima a un intervalo de temperatura de transformación de ferrita o más bajo y se mantiene en un intervalo de temperatura de transformación de ferrita durante 20 a 1000 segundos, un segundo proceso de enfriamiento en el cual la lámina de acero después del primer proceso de enfriamiento se enfría a un ritmo de enfriamiento de 10°C/segundos o mayor por término medio en un intervalo de temperatura de transformación de bainita y el enfriamiento se detiene dentro de un intervalo desde una temperatura de partida de transformación de martensita - 120°C hasta la temperatura de partida de transformación de martensita, un proceso 50 de mantenimiento en el cual la lámina de acero después del segundo proceso de enfriamiento se mantiene en un intervalo de una segunda temperatura de detención de enfriamiento al punto de Ms o menor durante 2 a 1000 segundos, un proceso de recalentamiento en el cual la lámina de acero después del proceso de mantenimiento se recalienta hasta una temperatura de detención de recalentamiento, que es igual o mayor que una temperatura de partida de transformación de bainita - 80°C, a un ritmo de aumento de temperatura de 10°C/segundo o mayor por término medio en el intervalo de temperatura de transformación de bainita, y un tercer proceso de enfriamiento en el 55 cual la lámina de acero después del proceso de recalentamiento se enfría de la temperatura de detención de recalentamiento a una temperatura que es menor que el intervalo de temperatura de transformación de bainita y se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita durante 30 segundos o más, la estructura de

lámina de acero se controla de modo que la diferencia en dureza dentro de la lámina de acero es grande y el tamaño de grano de cristal promedio es lo suficientemente pequeño y es posible obtener la lámina de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento (propiedad de expansión de agujeros) y tiene excelente docilidad a la vez que se asegura una resistencia a la tensión máxima de 900 MPa o más.

- 5 Más aun, es posible obtener la lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento (propiedad de expansión de agujeros) y tiene excelente docilidad y a la vez asegurar una resistencia a la tensión máxima de hasta 900 MPa o más al agregar el proceso para formar la capa galvanizada.

Breve descripción de los dibujos

- 10 La FIG. 1 es una gráfica que muestra una relación entre la dureza clasificada en una pluralidad de niveles y un número de valores de medición en cada nivel, que se obtiene al convertir cada valor de medición mientras una diferencia entre un valor de medición de dureza máximo y un valor de medición de dureza mínimo se considera como 100%, en relación con un ejemplo de una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de acuerdo con la presente invención.

- 15 La FIG. 2 es un diagrama para comparar la distribución de dureza en la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de acuerdo con la presente invención con una distribución normal.

La FIG. 3 es una gráfica que muestra esquemáticamente una relación entre una tasa de transformación y tiempo transcurrido del tratamiento de transformación cuando la diferencia entre un valor máximo y un valor mínimo de concentración de Mn en hierro base es relativamente grande.

- 20 La FIG. 4 es una gráfica que muestra esquemáticamente una relación entre una tasa de transformación y tiempo transcurrido del tratamiento de transformación cuando una diferencia entre un valor máximo y un valor mínimo de concentración de Mn en hierro base es relativamente pequeña.

La FIG. 5 es una gráfica que ilustra el historial de temperatura de una lámina de acero laminado en frío cuando la lámina se realiza para pasar a través de una línea de recocido continuo, que muestra una relación entre la temperatura de la lámina de acero laminado en frío y el tiempo.

25 Descripción de las realizaciones

- La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de acuerdo con la presente invención es una lámina de acero, que incluye componentes químicos predeterminados, en la cual un tamaño de grano de cristal promedio en la estructura de la misma es 10 nm o menor, la dureza de 98% es 1,5 o más veces más alta que la dureza de 2% en una distribución de dureza cuando una pluralidad de regiones de medición con diámetros de 1 μ m o menores se configuran en un intervalo de espesor de 1/8 a 3/8 de la misma, y valores de medición de dureza en la pluralidad de regiones de medición se alinean en un orden desde un valor de medición más pequeño, y la curtosis K* de la distribución de dureza entre la región de dureza de 2% y la región de dureza de 98% es -0,40 o menor. Un ejemplo de distribución de dureza en la lámina de acero de alta resistencia de acuerdo con la presente invención se muestra en la FIG. 1.

35 (Definición de dureza)

- En adelante se describirá la definición de dureza y la dureza de 2% y dureza de 98% se describirán primero. Los valores de medición de dureza se obtienen en la pluralidad de regiones de medición configuradas en un intervalo de espesor de 1/8 a 3/8 de la lámina de acero y se obtiene un número entero N0,02, que es un número obtenido al multiplicar el número total de los valores de medición de dureza por 0,02 y, si está presente, al redondear para arriba un número decimal. Además, cuando un número obtenido al multiplicar el número total de los valores de medición de dureza por 0,98 incluye un número decimal, se obtiene un número entero N0,98 al redondear para abajo el número decimal. A continuación, la dureza de un valor de medición N0,02-ésimo más grande del valor de medición de dureza mínimo en la pluralidad de regiones de medición se considera como la dureza de 2%. Además, una dureza de un valor de medición N0,98-ésimo más grande del valor de medición de dureza mínimo en la pluralidad de regiones de medición se considera como la dureza de 98%. En la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención, la dureza de 98% es preferiblemente 1,5 o más veces más alta que la dureza de 2% y la curtosis K* de la distribución de dureza entre la dureza de 2% y la dureza de 98% es preferiblemente -0,40 o menor.

- 50 Cada diámetro de las regiones de medición se limita a 1 μ m o menos para configurar la pluralidad de regiones de medición para evaluar exactamente la dispersión en dureza que resulta de una estructura de lámina de acero que incluye una fase de ferrita, una fase de bainita, una fase de martensita y similar. Dado que el tamaño de grano de cristal promedio en la estructura de lámina de acero es 10 μ m o menor en la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención, es necesario obtener valores de medición de dureza en regiones de medición más estrechas que el tamaño de grano de cristal promedio para evaluar exactamente la dispersión en dureza que resulta de la estructura de lámina de acero, y específicamente, es necesario configurar las regiones con diámetros de 1 μ m o menores como las regiones de medición. Cuando la dureza se mide utilizando un evaluador de

Vickers común, un tamaño de muesca es demasiado grande para evaluar exactamente la dispersión en dureza que resulta de la estructura.

Por consiguiente, el "valor de medición de dureza" en la presente invención representa un valor evaluado en base al siguiente método. Es decir, se utiliza un valor de medición obtenido al medir la dureza bajo una carga de muesca de 1g utilizando un evaluador de microdureza dinámico proporcionado con un penetrador de pirámide de tres lados tipo Berkovich en base a un método de medición de profundidad de muesca para la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención. La posición de medición de dureza se fija en un intervalo de 1/8 a 3/8 aproximadamente 1/4 de un espesor de lámina en la sección transversal del espesor de la lámina que es paralela a una dirección de laminado de la lámina de acero. Además, el número total de los valores de medición de dureza varían de 100 a 10000 y es preferiblemente igual o mayor que 1000. El tamaño de muesca medido tiene un diámetro de 1 μm o menor en la suposición que la forma de la muesca sea una forma circular. Cuando la forma de la muesca es una forma rectangular o una forma triangular más que la forma circular, la dimensión de la forma de la muesca en la dirección longitudinal puede ser 1 μm o menor.

Además, el "tamaño de grano de cristal promedio" en la presente invención representa el tamaño medido por el siguiente método. Es decir, un tamaño de grano medido en base a un método EBSD (Difracción de Electrones por Retrodispersión) se utiliza preferiblemente para la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención. Una superficie de observación de tamaño de grano varía de 1/8 a 3/8 aproximadamente 1/4 del espesor de lámina en la sección transversal del espesor de la lámina que es paralela a una dirección de laminado de la lámina de acero. Además, es preferible calcular el tamaño de grano de cristal promedio al aplicar un método de intersección a un mapa de límites de grano para la superficie de observación obtenido al considerar un límite, en el cual una diferencia de orientación cristalina entre puntos de medición adyacentes en una orientación cristalina bcc se vuelve 15° o mayor, como un límite de grano.

Para obtener una lámina de acero que tiene excelente ductilidad, es importante utilizar una estructura tal como ferrita, que tiene excelente ductilidad, como la estructura de lámina de acero. Sin embargo, la estructura que tiene excelente ductilidad es blanda. Por consiguiente, es necesario emplear una estructura de lámina de acero que contenga una estructura blanda y una estructura dura tal como martensita para obtener una lámina de acero con alta ductilidad y que a su vez tenga suficiente resistencia.

En la lámina de acero con la estructura de lámina de acero que incluye tanto la estructura blanda como la estructura dura, el esfuerzo causado por la deformación se acumula más fácilmente en la parte blanda y no se distribuye fácilmente a la parte dura cuando una diferencia de dureza entre la parte blanda y la parte dura es mayor y, por lo tanto, se mejora la ductilidad.

Debido a que la dureza de 98% es 1,5 o más veces más alta que la dureza de 2% en la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención, la diferencia de dureza entre la parte blanda y la parte dura es suficientemente grande y, por lo tanto, es posible obtener una ductilidad suficientemente alta. Para obtener una ductilidad más alta, la dureza de 98% es preferiblemente 3,0 o más veces más alta que la dureza de 2%, más preferiblemente mayor que 3,0 veces, aún más preferiblemente 3,1 o más veces, aún más preferiblemente 4,0 o más veces y aún más preferiblemente 4,2 o más veces. Cuando el valor de medición de la dureza de 98% es menor que 1,5 veces del valor de medición de la dureza de 2%, la diferencia de dureza entre la parte blanda y la parte dura no es lo suficientemente grande y de este modo la ductilidad es insuficiente. Mientras tanto el valor de medición de la dureza de 98% es 4,2 o más veces del valor de medición de la dureza de 2%, la diferencia de la dureza entre la parte blanda y la parte dura es suficientemente grande y la ductilidad y la propiedad de expansión de agujeros se mejoran adicionalmente, lo que es preferible.

Como se describió anteriormente, la diferencia de dureza entre la parte blanda y la parte dura es preferiblemente más grande desde el punto de vista de la ductilidad. Sin embargo, si las regiones con la diferencia de dureza grande están en contacto entre sí, ocurre una brecha de esfuerzo causada por la deformación de la lámina de acero en la parte del límite y se genera fácilmente una microfisura. Dado que la microfisura puede volverse un punto de partida de fractura, la capacidad de estiramiento se degrada. Para suprimir la degradación de la capacidad de estiramiento que resulta de la diferencia de dureza grande entre la parte blanda y la parte dura, es efectivo reducir el número de límites en los cuales las regiones con la diferencia de dureza grande están en contacto entre sí y acortar la longitud de cada límite en el cual las regiones con la diferencia de dureza grande están en contacto entre sí.

Dado que el tamaño de grano de cristal promedio de la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención, que se mide por el método EBSD, es de 10 μm o menor, el límite, en el cual las regiones con las diferencias de dureza grandes están en contacto entre sí, en la lámina de acero se acorta, la degradación de la capacidad de estiramiento que resulta de la diferencia de dureza grande entre la parte blanda y la parte dura se suprime y puede obtenerse una excelente capacidad de estiramiento. Para obtener una excelente capacidad de estiramiento, el tamaño de grano de cristal promedio es preferiblemente de 8 μm o menor y más preferiblemente de 5 μm . Si el tamaño de grano de cristal promedio supera 10 μm , el efecto de acortar el límite, en el cual las regiones con la diferencia de dureza grande están en contacto entre sí, en la lámina de acero no es suficiente, y no es posible suprimir de manera suficiente la degradación de la capacidad de estiramiento.

Además, para reducir el número de los límites en los cuales las regiones con la diferencia de dureza grande están en contacto entre sí, puede emplearse la estructura de lámina de acero que tiene una variedad de distribución estrecha de dureza, en la cual la dispersión de la distribución de dureza en la lámina de acero es pequeña.

De acuerdo con la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención, la dispersión en la distribución de dureza en la lámina de acero se reduce al configurar la curtosis K^* de la distribución de dureza para que sea -0.40 o menor, es posible reducir los límites en los cuales las regiones con la diferencia de dureza grande están en contacto entre sí y de este modo obtener excelente capacidad de estiramiento. Para obtener una excelente capacidad de estiramiento, la curtosis K^* es preferiblemente -0,50 o menor y más preferiblemente -0,55 o menor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior de la curtosis K^* , es difícil configurar K^* para que sea menos de -1,20 y de este modo este valor se considera como el límite inferior.

Además, la curtosis K^* es un valor que puede obtenerse por la siguiente Ecuación (2) en base a la distribución de dureza y es un valor numérico obtenido como un resultado de evaluación de la distribución de dureza al comparar la distribución de dureza con la distribución normal. Un caso en el cual la curtosis es un valor negativo denota que una curva de distribución de dureza es relativamente plana y un valor absoluto grande denota que la distribución de dureza se desvía adicionalmente de la distribución normal.

$$K^* = \frac{\left\{ \frac{(N_{0.98} - N_{0.02} + 1)(N_{0.98} - N_{0.02} + 2)}{(N_{0.98} - N_{0.02})(N_{0.98} - N_{0.02} - 1)(N_{0.98} - N_{0.02} - 2)} \right\} \cdot \sum_{i=N_{0.02}}^{N_{0.98}} \left(\frac{H_i H^*}{s^*} \right)^4}{\frac{3(N_{0.98} - N_{0.02})^2}{(N_{0.98} - N_{0.02} - 1)(N_{0.98} - N_{0.02} - 2)}} \quad \dots (2)$$

H_i : dureza de un i -ésimo punto de medición más grande de un valor de medición de la dureza mínima

H^* : dureza promedio del $N_{0.02}$ -ésimo punto de medición más grande desde la dureza mínima al $N_{0.98}$ -ésimo punto de medición más grande

s^* : desviación estándar del $N_{0.02}$ -ésimo punto de medición más grande desde la dureza mínima al $N_{0.98}$ -ésimo punto de medición más grande

Además, cuando la curtosis K^* supera -0.40, la estructura de lámina de acero no es una estructura que tenga una variedad suficiente de distribución lo suficientemente estrecha de dureza, la dispersión en la distribución de dureza en la lámina de acero se vuelve más grande, el número de los límites en los cuales las regiones con la gran diferencia de dureza están en contacto entre sí aumenta y no es posible suprimir de manera suficiente la degradación de la capacidad de estiramiento.

A continuación, se proporcionará una descripción detallada de la dispersión en la distribución de dureza en la lámina de acero con referencia a la FIG. 1. La FIG. 1 es una gráfica que muestra una relación entre la dureza clasificada en una pluralidad de niveles y un número de valores de medición en cada nivel, que se obtiene al convertir cada valor de medición mientras una diferencia entre un valor de medición de dureza máximo y un valor de medición de dureza mínimo de la dureza se considera como 100%, en relación con un ejemplo de una lámina de acero de alta resistencia de acuerdo con la presente invención. En la gráfica que se muestra en la FIG. 1, el eje horizontal representa dureza y el eje vertical representa un número de valores de medición en cada nivel. Además, una línea sólida de la gráfica que se muestra en la FIG. 1 se obtiene al conectar el punto que representa los números de los valores de medición en cada nivel.

En la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención, es preferible que todos los números de los valores de medición en intervalos divididos D , que se obtienen al dividir de igual manera un intervalo de la dureza de 2% a la dureza de 98% en 10 partes, en la gráfica se muestra en la FIG. 1 estén en un intervalo de 2% a 30% del número de todos los valores de medición.

En dicha lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia, la línea que une los números de los valores de medición en los niveles se vuelve una curva suave sin picos empinados y valles en la gráfica que se muestra en la FIG. 1 y la dispersión en la distribución de dureza en la lámina de acero se reduce significativamente. Por consiguiente, dicha lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia tiene menos límites en los cuales las regiones con diferencia de dureza grande están en contacto entre sí, y puede obtenerse excelente capacidad de estiramiento.

Además, si cualquiera de los números de los valores de medición en un intervalo dividido D , que se ha dividido de igual manera en 10 partes, se encuentra fuera del intervalo de 2% a 30% del número de valores de medición total en la gráfica que se muestra en la FIG. 1, la línea que une los números de los valores de medición en los niveles puede incluir fácilmente un pico empinado o un valle, y un efecto que la capacidad de estiramiento se mejora debido a que se reduce la baja dispersión en la distribución de dureza en la lámina de acero.

Específicamente, por ejemplo, cuando solo cierto número de los valores de medición en un intervalo dividido D cerca del centro supera el 30% del número de todos los valores de medición entre las 10 regiones divididas de igual manera, la línea que une los números de los números de medición en los niveles tiene un pico en el intervalo dividido D cerca del centro.

- 5 Además, si solo un número de los valores de medición en el intervalo dividido D cerca del centro es menor que 2% del número de todos los valores de medición, la línea que une los números de los valores de medición en los niveles tiene un valle en el intervalo dividido D cerca del centro y muchas estructuras tienen diferencias de dureza grandes, en las cuales se incluye la dureza en diferentes intervalos divididos D dispuestos en ambos lados del valle.

- 10 En la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención, todos los números de los valores de medición en los intervalos divididos D son preferiblemente 25% o menores que el número de todos los valores de medición, y más preferiblemente 20% o menores, para mejorar adicionalmente la capacidad de estiramiento. Para mejorar aún más la capacidad de estiramiento, todos los números de los valores de medición en los intervalos divididos D son preferiblemente 4% o mayores que el número de todos los valores de medición y más preferiblemente 5% o mayores.

- 15 La distribución de dureza en la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención se comparará con una distribución normal general y se describirá en detalle. La curtosis K^* de la distribución normal se considera en general que es 0. Por otro lado, la curtosis de la distribución de dureza en la lámina de acero de acuerdo con la presente invención es -0,4 o menor y de este modo, es obvio que la distribución es diferente de la distribución normal. La distribución de dureza en la lámina de acero de acuerdo con la presente invención es más
20 plana y tiene un fondo más ancho en comparación con la distribución normal como se muestra en la FIG. 2. Debido a que la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención tiene dicha distribución de dureza, y la relación entre la dureza de 98% y la dureza de 2%, que corresponde a ambos lados del fondo de la distribución, es 1,5 o más veces, lo cual es extremadamente grande, la diferencia de dureza entre la parte blanda y la parte dura en la estructura de lámina de acero es suficientemente grande y puede obtenerse alta ductilidad. Es
25 decir, el presente inventor encontró que la propiedad de expansión de agujeros se mejora adicionalmente cuando la relación entre la dureza de 98% y la dureza de 2% es mayor en la distribución de dureza en la cual la curtosis es -0,4 o menor a diferencia de la distribución de dureza convencional. Por otro lado, la propiedad de expansión de agujeros se considera que mejora adicionalmente mientras que la relación de dureza en la estructura es menor, de acuerdo con la técnica convencional. La técnica convencional se basa en la suposición de la distribución de dureza
30 que está cerca de la distribución normal, que es básicamente diferente de la técnica propuesta en la presente invención.

(Distribución de Mn)

- 35 En la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención, es preferible que una diferencia entre un valor máximo y un valor mínimo de concentración de Mn en el hierro base a un espesor de 1/8 a 3/8 de la lámina de acero sea igual o mayor que 0,40% e igual o menor que 3,50% cuando se convierte en un porcentaje de masa para obtener la distribución de dureza antemencionada.

- La diferencia entre el valor máximo y el valor mínimo de la concentración de Mn en el hierro base a un espesor de 1/8 a 3/8 de la lámina de acero se define como 0,40% o mayor cuando se convierte en un porcentaje en masa debido a que la transformación de fase se desarrolla más lentamente durante el recocido continuo después del
40 laminado en frío dado que la diferencia entre el valor máximo y el valor mínimo de la concentración de Mn es mayor y es posible generar de manera confiable cada producto de transformación a una fracción de volumen deseada y obtener de este modo la lámina de acero de alta resistencia con la distribución de dureza antemencionada. Más específicamente, es posible generar un producto de transformación con una dureza relativamente alta tal como martensita en lugar de un producto de transformación con dureza relativamente baja tal como ferrita en una manera balanceada y de este modo, no hay presente un pico abrupto en la distribución de dureza en la lámina de acero de
45 alta resistencia, es decir, la curtosis disminuye y puede obtenerse una curva de distribución de dureza plana como se muestra en la FIG. 1. Además, el ancho de la distribución de dureza se amplía al generar varios productos de transformación de manera balanceada, y de este modo es posible configurar la dureza de 98% para que sea 1,5 o más veces más alta que la dureza de 2%, preferiblemente 3,0 o más veces, más preferiblemente más de 3,0 veces,
50 aún más preferiblemente 3,1 o más veces, aún más preferiblemente 4,0 o más veces y aún más preferiblemente 4,2 o más veces.

- Por ejemplo, la transformación de una fase de ferrita se describirá como un ejemplo. En un proceso de tratamiento con calor para provocar la transformación de la fase de ferrita, la transformación de fase de austenita a ferrita comienza relativamente temprano en una región donde la concentración de Mn es baja. Por otro lado, la
55 transformación de fase de austenita a ferrita comienza con relativa lentitud en la región donde la concentración de Mn es alta en comparación con la región donde la concentración de Mn es baja. Por lo tanto, la transformación de fase de la austenita a ferrita se desarrolla más lentamente en la lámina de acero mientras que la concentración de Mn en la lámina de acero es menos uniforme y la diferencia de concentración es más grande. En otras palabras, una tasa de transformación, durante un periodo donde el porcentaje de volumen de la fase de ferrita alcanza, por
60 ejemplo, 50% de 0%, se vuelve más baja.

El fenómeno anterior ocurre de manera similar en la fase de martensita templada y la fase dura restante así como la fase de ferrita.

La FIG. 3 muestra esquemáticamente una relación entre una tasa de transformación y tiempo transcurrido de tratamiento de transformación. En el caso de la transformación de fase de la austenita a ferrita, por ejemplo, la tasa de transformación representa un porcentaje de volumen de ferrita en la estructura de lámina de acero y el tiempo transcurrido del tratamiento de transformación representa el tiempo transcurrido de tratamiento con calor para provocar una transformación de ferrita. En el ejemplo de la presente invención que se muestra en la FIG. 3, la diferencia entre el valor máximo y el valor mínimo de la concentración de Mn es relativamente grande y un gradiente de la curva que muestra la tasa de transformación en la lámina de acero entera es pequeña (la tasa de transformación es baja). Por otro lado, en el ejemplo comparativo que se muestra en la FIG. 4, la diferencia entre el valor máximo y el valor mínimo de la concentración de Mn es relativamente pequeña y el gradiente de la curva que muestra la tasa de transformación en la lámina de acero entera es grande (la tasa de transformación es alta). Por esta razón, aunque el tratamiento de transformación puede terminarse durante un periodo de x_1 a x_2 para controlar la tasa de transformación (porcentaje en volumen) en un intervalo de y_1 a y_2 (%) en el ejemplo que se muestra en la FIG. 3, es necesario terminar el tratamiento de transformación durante un periodo de x_3 a x_4 y es difícil de controlar el tiempo de tratamiento en el ejemplo que se muestra en la FIG. 4.

Cuando la diferencia en la concentración de Mn es menor que 0,40%, no es posible suprimir de manera suficiente la tasa de transformación y lograr un efecto suficiente y por lo tanto, esto se fija como el límite inferior. La diferencia en la concentración de Mn es preferiblemente 0,60% o más y más preferiblemente 0,80% o más. Aunque la transformación de fase puede controlarse más fácilmente mientras que la diferencia en la concentración de Mn es más grande, es necesario aumentar excesivamente la cantidad de Mn agregado a la lámina de acero a modo que la diferencia en la concentración de Mn exceda el 3,50% y es preferible que la diferencia en la concentración de Mn sea 3,50% o menor dado que existe una preocupación de fracturar una palanquilla fundida y degradar una propiedad de soldadura. En vista de la propiedad de soldadura, la diferencia en la concentración de Mn es más preferiblemente 3,40% o menor y más preferiblemente 3,30% o menor.

Un método para determinar una diferencia entre el valor máximo y el valor mínimo de Mn a un espesor de 1/8 a 3/8 es como se muestra a continuación. Primero, se obtiene una muestra mientras una sección transversal del espesor de lámina que es paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero se considera una superficie de observación. A continuación se realiza el análisis EPMA en un intervalo de espesor de 1/8 a 3/8 aproximadamente un espesor de 1/4 para medir una cantidad de Mn. Se realiza la medición mientras se configura un diámetro de sonda en 0,2 a 1,0 μm y el tiempo de medición por un punto se fija en 10 ms o más, y las cantidades de Mn se miden a 1000 o más puntos en base al análisis de línea o análisis de superficie.

En los resultados de medición, los puntos en los cuales la concentración de Mn supera tres veces la concentración de Mn agregado se consideran puntos en los cuales se observan inclusiones tales como sulfuro de manganeso. Además, los puntos en los cuales la concentración de Mn es menos de 1/3 de veces la concentración de Mn agregado se consideran puntos en los cuales se observan inclusiones tales como óxido de aluminio. Debido a que dichas concentraciones de Mn casi nunca afectan el comportamiento de transformación de fase en el hierro base, el valor máximo y el valor mínimo de la concentración de Mn se obtienen respectivamente después de que los resultados de medición de las inclusiones se excluyen de los resultados de medición. A continuación se calcula la diferencia entre el valor máximo y valor mínimo de la concentración de Mn obtenidos de este modo.

El método para medir la cantidad de Mn no se limita al método anterior. Por ejemplo, puede llevarse a cabo un método EMA u observación directa utilizando una sonda de átomo tridimensional (3D-AP) para medir la concentración de Mn.

(Estructura de lámina de acero)

Además, la estructura de lámina de acero de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención incluye 1.0 a 50% de una fase de ferrita y 10 a 50% de una fase de martensita templada y una fase dura restante en fracciones de volumen. Además, la fase dura restante incluye 10 a 60% de una o ambas de una fase de ferrita bainítica y una fase bainita y 10% o menos de una fase de martensita nueva en fracciones de volumen. Más aun, la estructura de lámina de acero puede contener 2 a 25% de una fase de austenita retenida. Cuando la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención tiene dicha estructura de lámina de acero, la diferencia de dureza dentro de la lámina de acero se vuelve más grande, el tamaño de grano de cristal promedio se vuelve lo suficientemente pequeño y, por lo tanto, la lámina de acero de alta resistencia tiene resistencia más alta y excelente ductilidad y capacidad de estiramiento (propiedad de expansión de agujeros).

"Ferrita"

La ferrita es una estructura que es efectiva para mejorar la ductilidad y está contenida preferiblemente en la estructura de lámina de acero a 10 a 50% en una fracción de volumen. La fracción de volumen de ferrita contenida en la estructura de lámina de acero es preferiblemente 15% o mayor y más preferiblemente 20% o mayor en vista de la ductilidad. Además, la fracción de volumen de ferrita contenida en la estructura de lámina de acero es

preferiblemente 45% o menor y más preferiblemente 40% o menor para mejorar de manera suficiente la resistencia a la tensión de la lámina de acero. Cuando la fracción de volumen de ferrita es menos de 10%, existe una preocupación de que no pueda lograrse suficiente ductilidad. Por otro lado, la ferrita tiene una estructura blanda y, por lo tanto, el esfuerzo de rendimiento es más bajo en algunos casos cuando la fracción de volumen supera el 50%.

5 "Ferrita bainítica y bainita"

La ferrita bainítica y la bainita son estructuras con una dureza entre la dureza de ferrita blanda y la dureza de martensita templada dura y martensita nueva. La lámina de acero de alta resistencia de la presente invención puede contener cualquiera de ferrita bainítica y bainita o puede contener ambas. Para aplanar la distribución de dureza dentro de la lámina de acero, una cantidad total de ferrita bainítica y bainita contenida en la estructura de lámina de acero es preferiblemente 10 a 45% en fracción de volumen. La suma de fracciones de volumen de ferrita bainítica y bainita contenida en la estructura de lámina de acero es preferiblemente 15% o mayor y más preferiblemente 20% o mayor en vista de la capacidad de estiramiento. Además, la suma de las fracciones de volumen de ferrita bainítica y bainita es preferiblemente 40% o menor o más preferiblemente 35% o menor para obtener un equilibrio satisfactorio entre la ductilidad y el esfuerzo de rendimiento.

15 Cuando la suma de las fracciones de volumen de ferrita bainítica y bainita es menos de 10%, ocurre un sesgo en la distribución de dureza y existe una preocupación de que la capacidad de estiramiento pueda degradarse. Por otro lado, cuando la suma de las fracciones de volumen de ferrita bainítica y bainita supera el 45%, se vuelve difícil generar cantidades apropiadas de ferrita y martensita templada y el equilibrio entre la ductilidad y esfuerzo de rendimiento se degrada, lo cual no es preferible.

20 "Martensita templada"

La martensita templada es una estructura que mejora en gran medida la resistencia a la tensión y está contenida preferiblemente en la estructura de lámina de acero a 10 a 50% en una fracción de volumen. Cuando la fracción de volumen de martensita templada contenida en la estructura de lámina de acero es menos de 10%, existe una preocupación de que no pueda obtenerse una resistencia a la tensión suficiente. Por otro lado, cuando la fracción de volumen de la martensita templada contenida en la estructura de lámina de acero supera el 50%, se vuelve difícil asegurar la ferrita y austenita retenidas necesarias para mejorar la ductilidad. Para mejorar de manera suficiente la ductilidad de la lámina de acero de alta resistencia, la fracción de volumen de la martensita templada es preferiblemente 45% o menor y más preferiblemente 40% o menor. Además, para asegurar la resistencia a la tensión, la fracción de volumen de la martensita templada es preferiblemente 15% o mayor y más preferiblemente 20% o mayor.

"Austenita retenida"

La austenita retenida es una estructura que es efectiva para mejorar la ductilidad y está contenida preferiblemente en la estructura de lámina de acero a 2 a 25% en una fracción de volumen. Cuando la fracción de volumen de austenita retenida contenida en la estructura de lámina de acero es 2% o mayor, puede obtenerse una ductilidad más suficiente. Además, cuando la fracción de volumen de austenita retenida es 25% o menor, la propiedad de soldadura se mejora sin una necesidad de agregar una gran cantidad de estabilizador de austenita tal como C o Mn. Además, aunque es preferible que la austenita retenida esté contenida en la estructura de lámina de acero de la lámina de acero de alta resistencia de acuerdo con la presente invención dado que la austenita retenida es efectiva para mejorar la ductilidad, la austenita retenida puede no estar contenida cuando puede obtenerse suficiente ductilidad.

"Martensita nueva"

Debido a que la martensita nueva funciona como un punto de partida de fractura y degrada la capacidad de estiramiento mientras que la martensita nueva mejora en gran medida la resistencia a la tensión, la martensita nueva está contenida preferiblemente en la estructura de lámina de acero a 10% o menos en una fracción de volumen. Para mejorar la capacidad de estiramiento, la fracción de volumen de la martensita nueva es preferiblemente 5% o menor y más preferiblemente 2% o menor.

"Otros"

La estructura de lámina de acero de la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de acuerdo con la presente invención puede contener estructuras tales como perlita y cementita gruesa que no sean las estructuras anteriores. Sin embargo, cuando grandes cantidades de perlita y cementita gruesa están contenidas en la estructura de lámina de acero de la lámina de acero de alta resistencia, se degrada la ductilidad. Por esta razón, la fracción de volumen de perlita y cementita gruesa contenida en la estructura de lámina de acero es preferiblemente 10% o menor en total y más preferiblemente 5% o menor.

55 La fracción de volumen de cada estructura contenida en la estructura de lámina de acero de la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de acuerdo con la presente invención puede medirse en base al siguiente método, por ejemplo.

En relación con la fracción de volumen de austenita retenida, se realiza un análisis de rayos X mientras que una superficie con un espesor de 1/4, que es paralela a la superficie de lámina de la lámina de acero, se considera una superficie de observación, se calcula un área de fracción y el resultado de la misma puede considerarse la fracción de volumen.

- 5 En relación con las fracciones de volumen de ferrita, ferrita bainítica, bainita, martensita templada y martensita nueva, se obtiene una muestra mientras que una sección transversal del espesor de la lámina que es paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero se considera una superficie de observación, la superficie de observación se muele, se somete a un ataque con nital y se observa con un Microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) en un intervalo de espesor de 1/8 a 3/8 aproximadamente 1/4 del espesor de lámina para medir las fracciones de área y los resultados del mismo pueden considerarse como las fracciones de volumen.

Además, un área de la superficie de observación observada con el FE-SEM puede ser un cuadrado de 30 µm de lado, por ejemplo, y cada estructura en la superficie de observación puede distinguirse entre sí de la siguiente manera.

- 15 La ferrita es un bulto de granos de cristal y es una región dentro de la cual carburo de hierro con un diámetro mayor de 100 nm o mayor no está presente. Además, la fracción de volumen de ferrita es una suma de la fracción de volumen de ferrita restante en la temperatura de calentamiento más alta y la fracción de volumen de ferrita que se produce recientemente en un intervalo de temperatura de transformación de ferrita. Sin embargo, es difícil medir directamente la fracción de volumen de ferrita durante la producción. Por esta razón, se corta una pequeña pieza de la lámina de acero laminado en frío antes de pasar a través de la línea de recocido continuo, se recuece la pieza pequeña en base al mismo historial de temperatura que cuando se preparó la pieza pequeña para pasar a través de la línea de recocido continuo, se mide la dispersión en el volumen de ferrita en la pequeña pieza y un valor numérico calculado con el uso del resultado se considera la fracción de volumen, en la presente invención.

Además, la ferrita bainítica es un grupo de granos de cristal en forma de listón y carburo de hierro con un diámetro mayor de 20 nm o mayor no está contenido dentro del listón.

- 25 Además, la bainita es un grupo de granos de cristal con forma de listón y una pluralidad de compuestos de carburo de hierro con un diámetro mayor de 20 nm o más está contenido dentro del listón, y el carburo pertenece a una única variante, a saber, un grupo de carburo de hierro que se extiende en una misma dirección. Aquí, el grupo de carburo de hierro que se extiende en la misma dirección denota que las diferencias en la dirección de la extensión del grupo de carburo de hierro están dentro de 5°.
- 30 Además, la martensita templada es un grupo de granos de cristal con forma de listón, una pluralidad de compuestos de carburo de hierro con un diámetro mayor de 20 nm o mayor está contenido dentro del listón, y el carburo pertenece a una pluralidad de variantes, principalmente una pluralidad de grupos de carburo de hierro que se extienden en diferentes direcciones.

- 35 Más aun, la bainita y la martensita templada pueden distinguirse fácilmente entre sí al observar el carburo de hierro dentro del grano de cristal con forma de listón utilizando el FE-SEM y examinando las direcciones en las que se extienden.

Además, la martensita nueva y la austenita retenida no están lo suficientemente erosionadas por el ataque con nital. Por lo tanto, la martensita nueva y la austenita retenida se distinguen claramente de las estructuras antemencionadas (ferrita, ferrita bainítica, bainita, martensita templada) en la observación con el FE-SEM.

- 40 Por consiguiente, la fracción de volumen de martensita nueva se obtiene como una diferencia entre una fracción de área de una región observada con el FE-SEM, que todavía no se ha erosionado, y una fracción de área de austenita retenida medida con rayos X.

(Definición apropiada de composiciones químicas)

- 45 A continuación se proporcionará una descripción de constituyentes químicos (composiciones) de la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención. Además, [%] en la siguiente descripción representa [% en masa].

"C: 0,050 a 0,400%"

- 50 C está contenido para mejorar la resistencia de la lámina de acero de alta resistencia. Sin embargo, si el contenido de C supera el 0,400%, no se obtiene una propiedad de soldadura suficiente. En vista de la propiedad de soldadura, el contenido de C es preferiblemente de 0,350% o menor y más preferiblemente 0,300% o menor. Por otro lado, si el contenido de C es menor que 0,050%, la resistencia disminuye y no es posible asegurar la resistencia a la tensión máxima de 900 MPa o mayor. Para mejorar la resistencia, el contenido de C es preferiblemente de 0,060% o mayor y más preferiblemente de 0,080% o mayor.

"Si: 0,10 a 2,50%"

Se agrega Si para suprimir el ablandamiento del templado de martensita y mejorar la resistencia de la lámina de acero. Sin embargo, si el contenido de Si supera el 2,50%, se produce el debilitamiento de la lámina de acero y la ductilidad se degrada. En vista de la ductilidad, el contenido de Si es preferiblemente de 2,20% o menor y más preferiblemente de 2,00% o menor. Por otro lado, si el contenido de Si es menor que 0,10%, la dureza de la martensita templada disminuye en gran medida y no es posible asegurar la resistencia a la tensión máxima de 900 MPa o mayor. Para mejorar la resistencia, el valor de límite inferior de Si es preferiblemente 0,30% o mayor y más preferiblemente 0,50% o mayor.

"Mn: 1,00 a 3,50%"

Debido a que el Mn es un elemento que mejora la resistencia de la lámina de acero y es posible controlar la distribución de dureza en la lámina de acero al controlar la distribución de Mn en la lámina de acero, Mn se agrega a la lámina de acero de la presente invención. Sin embargo, si el contenido de Mn supera el 3,50%, se genera una parte concentrada de Mn gruesa en el centro en el espesor de la lámina de la lámina de acero, el debilitamiento ocurre fácilmente y problemas tales como la fractura de una palanquilla fundida ocurren fácilmente. Además, si el contenido de Mn supera el 3,50%, la propiedad de soldadura también se degrada. Por esta razón, es necesario que el contenido de Mn sea 3,50% o menor. En vista de la propiedad de soldadura, el contenido de Mn es preferiblemente 3,20% o menor y más preferiblemente 3,00% o menor. Por otro lado, si el contenido de Mn es menor que 1,00%, una gran cantidad de estructuras blandas se forman durante el enfriamiento después del recocido, lo cual hace difícil asegurar la resistencia a la tensión máxima de 900 MPa o mayor y, por lo tanto, es necesario que el contenido de Mn sea de 1,00% o mayor. Para mejorar la resistencia, el contenido de Mn es preferiblemente de 1,30% o mayor y más preferiblemente de 1,50% o mayor.

"P: 0,001 a 0,030%"

P tiende a segregarse en el centro en el espesor de la lámina de la lámina de acero y provoca el debilitamiento de una parte soldada. Si el contenido de P supera el 0,300%, ocurre un debilitamiento significativo de la parte soldada y, por lo tanto, el contenido de P se limita a 0,030% o menos. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de P, se configura 0,001% como el valor de límite inferior debido a que los costos de fabricación aumentan en gran medida cuando el contenido de P es menor que 0,001%.

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

El S afecta de manera adversa la propiedad de soldadura y la factibilidad de fabricación durante el fundido y laminado en caliente. Por esta razón, el límite superior del contenido de S se fija en 0,0100% o menos. Además, debido a que el S está ligado al Mn para formar MnS grueso y reduce la capacidad de estiramiento, el contenido de S es preferiblemente de 0,0050% o menos y más preferiblemente de 0,0025% o menos. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de S, se configura 0,0001% como el valor de límite inferior debido a que los costos de fabricación aumentan en gran medida cuando el contenido de S es menor que 0,0001%.

"Al: 0,001 % a 2,500%"

El Al es un elemento que suprime la producción de carburo de hierro y mejora la resistencia. Sin embargo, si un contenido de Al supera 2,50%, una fracción de ferrita en la lámina de acero aumenta excesivamente y la resistencia disminuye, por lo tanto, el límite superior del contenido de Al se fija en 2,500%. El contenido de Al es preferiblemente 2,000% o menor y más preferiblemente 1,600% o menor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de Al, 0,001% se fija como el límite inferior debido a que un efecto como un agente desoxidante puede obtenerse cuando el contenido de Al es 0,001% o mayor. Para obtener suficiente efecto como agente desoxidante, el contenido de Al es preferiblemente 0,005% o mayor y más preferiblemente 0,010% o mayor.

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

Debido a que el N forma nitruro grueso y degrada la capacidad de estiramiento, es necesario suprimir la cantidad agregada del mismo. Si el contenido de N supera el 0,0100%, esta tendencia es más evidente y, por lo tanto, el intervalo del contenido de N se fija en 0,0100% o menos. Además, debido a que N provoca una sopladura durante la soldadura en muchos casos, es preferible que la cantidad de N sea tan pequeña como sea posible. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de N, se configura 0,0001% como el valor de límite inferior debido a que los costos de fabricación aumentan en gran medida cuando el contenido de N es menor que 0,0001%.

"O: 0,0001 a 0,0080%"

Debido a que el O forma óxido y degrada la capacidad de estiramiento, es necesario suprimir la cantidad agregada

del mismo. Si el contenido de O supera el 0,0080%, la degradación de la capacidad de estiramiento es más evidente y, por lo tanto, el límite superior del contenido de O se fija en 0,0080% o menos. El contenido de O es preferiblemente de 0,0070% o menor y más preferiblemente de 0,0060% o menor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de O, se configura 0,0001% como el valor de límite inferior debido a que los costos de fabricación aumentan en gran medida cuando el contenido de O es menor que 0,0001%.

La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención puede contener opcionalmente los siguientes elementos.

"Ti: 0,005 a 0,090%"

El Ti es un elemento que contribuye a la mejora de la resistencia de la lámina de acero mediante fortalecimiento por precipitación, fortalecimiento de grano fino al suprimir el crecimiento de los granos de cristal de ferrita y fortalecimiento por dislocación al suprimir la recrystalización. Sin embargo, si un contenido de Ti supera el 0,090%, el número de precipitado de carbonitrógeno aumenta, la conformabilidad se degrada y, por lo tanto, el contenido de Ti es preferiblemente 0,090% o menor. En vista de la conformabilidad, el contenido de Ti es preferiblemente 0,080% o menor y más preferiblemente 0,70% o menor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de Ti, el contenido de Ti es preferiblemente 0,005% o mayor para obtener de manera suficiente el efecto de Ti que mejora la resistencia. Para mejorar adicionalmente la resistencia de la lámina de acero, el contenido de Ti es preferiblemente de 0,010% o mayor y más preferiblemente de 0,015% o mayor.

"Nb: 0,005 a 0,090%"

El Nb es un elemento que contribuye a la mejora de la resistencia de la lámina de acero mediante fortalecimiento por precipitación, fortalecimiento de grano fino al suprimir el crecimiento de los granos de cristal de ferrita y fortalecimiento por dislocación al suprimir la recrystalización. Sin embargo, si un contenido de Nb supera el 0,090%, el número de precipitado de carbonitrógeno aumenta, la conformabilidad se degrada y, por lo tanto, el contenido de Nb es preferiblemente de 0,090% o menor. En vista de la conformabilidad, el contenido de Nb es preferiblemente de 0,070% o menor y más preferiblemente de 0,050% o menor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de Nb, el contenido de Nb es preferiblemente de 0,005% o mayor para obtener de manera suficiente el efecto de Nb que mejora la resistencia. Para mejorar adicionalmente la resistencia de la lámina de acero, el contenido de Nb es preferiblemente de 0,010% o mayor y más preferiblemente de 0,015% o mayor.

"V: 0,005 a 0,090%"

El V es un elemento que contribuye a la mejora de la resistencia de la lámina de acero mediante fortalecimiento por precipitación, fortalecimiento de grano fino al suprimir el crecimiento de los granos de cristal de ferrita y fortalecimiento por dislocación al suprimir la recrystalización. Sin embargo, si el contenido de V supera el 0,090%, el número de precipitado de carbonitrógeno aumenta, la conformabilidad se degrada y, por lo tanto, el contenido de V es preferiblemente de 0,090% o menor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de V, el contenido de V es preferiblemente de 0,005% o mayor para obtener de manera suficiente el efecto de V que mejora la resistencia.

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

Debido a que el B retrasa la transformación de fase de austenita en un proceso de enfriamiento después del laminado en caliente, es posible provocar de manera efectiva la distribución de Mn para continuar agregando B. Si el contenido de B supera el 0,0100%, la docilidad a una temperatura alta se deteriora, la productividad se disminuye y de este modo el contenido de B es preferiblemente 0,0100% o menor. En vista de la productividad, el contenido de B es preferiblemente de 0,0050% o menor y más preferiblemente de 0,0030% o menor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de B, el contenido de B es preferiblemente de 0,0001% o mayor para obtener de manera suficiente el efecto de B que retrasa la transformación de fase. Para retrasar la transformación de fase, el contenido de B es preferiblemente de 0,0003% o mayor y más preferiblemente de 0,0005% o mayor.

"Mo: 0,01 a 0,80%"

Debido a que el Mo retrasa la transformación de fase de austenita en un proceso de enfriamiento después del laminado en caliente, es posible provocar de manera efectiva la distribución de Mn para continuar agregando Mo. Si el contenido de Mo supera el 0,80%, la docilidad a una temperatura alta se deteriora, la productividad se disminuye y de este modo el contenido de Mo es preferiblemente de 0,80% o menor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de Mo, el contenido de Mo es preferiblemente de 0,01% o mayor para obtener de manera suficiente el efecto de Mo que retrasa la transformación de fase.

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

Cr, Ni y Cu son elementos que mejoran la contribución a la resistencia y pueden agregarse un tipo o más tipos de los mismos en lugar de una parte de C y/o Si. Si el contenido de cada elemento supera el 2,00%, la propiedad de decapado por ácido, la propiedad de soldadura, la ductilidad a una alta temperatura y similares se degradan y, por lo tanto, el contenido de Cr, Ni y Cu es preferiblemente de 2,00% o menor, respectivamente. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de Cr, Ni y Cu, el contenido de Cr, Ni y Cu es preferiblemente de 0,10% o mayor, respectivamente, para obtener de manera suficiente el efecto de mejorar la resistencia de la lámina de acero.

"Contenido total de un tipo o dos o más tipos de Ca, Ce, Mg y REM de 0,0001 a 0,5000%"

Ca, Ce, Mg y REM son elementos que son efectivos para mejorar la conformabilidad y es posible agregar un tipo o dos o más tipos de los mismos. Sin embargo, si la cantidad total de uno o más de Ca, Ce, Mg y REM supera el 0,5000%, existe una preocupación de que la ductilidad se pueda deteriorar, por el contrario y, por lo tanto, el contenido total de los elementos es preferiblemente de 0,5000% o menor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior del contenido de uno o más de Ca, Ce, Mg y REM, el contenido total de los elementos es preferiblemente de 0,0001% o mayor para obtener de manera suficiente el efecto para mejorar la conformabilidad de la lámina de acero. En vista de la conformabilidad, el contenido total de uno o más de Ca, Ce, Mg y REM es preferiblemente de 0,0005% o mayor y más preferiblemente de 0,0010% o mayor. Además, REM es una abreviación para Metales de Tierras Raras y representa un elemento que pertenece a la serie de lantánidos. En la presente invención, REM y Ce se agregan en la forma de metal de Misch en muchos casos y existe un caso en el cual los elementos en la serie de lantánidos están contenidos en combinación en adición a La y Ce. Incluso si dichos elementos en la serie de lantánidos que no sean La y Ce se incluyen como impurezas inevitables, los efectos de la presente invención pueden lograrse. Además, los efectos de la presente invención pueden lograrse incluso si se agregan los metales La y Ce.

Además, la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención puede configurarse como una lámina de acero laminado en caliente recubierta con zinc de alta resistencia al formar una capa revestida en zinc o una capa revestida en zinc aleada en la superficie de la misma. Al formar la capa revestida en zinc en la superficie de la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia, la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia obtiene excelente resistencia a la corrosión. La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia tiene excelente resistencia a la corrosión y puede obtenerse una excelente adhesión de un recubrimiento, debido a que la capa revestida en zinc aleada se forma en la superficie de la misma.

(Método de fabricación de lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia)

A continuación se proporcionará una descripción de un método para fabricar la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención.

En primer lugar, para fabricar la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención, la palanquilla que contiene los constituyentes (composiciones) químicos antemencionados se fundió en primer lugar.

Debido a que la palanquilla se sometió a laminado en caliente, puede utilizarse una palanquilla fundida continua o una palanquilla fabricada por una máquina de fundición de palanquillas finas. El método de fabricación de la lámina de acero de alta resistencia de la presente invención puede adaptarse a un proceso tal como fundido continuo-laminado directo (CC-DR) en el cual el laminado en caliente se realiza inmediatamente después del fundido.

En el proceso de laminado en caliente, es necesario que una temperatura de calentamiento de la palanquilla sea de 1050°C o mayor. Si la temperatura de calentamiento de la palanquilla es excesivamente baja, una temperatura de laminado final es por debajo de una temperatura de transformación de Ar_3 , se realiza un laminado de región de dos fases de ferrita y austenita, una estructura de lámina laminada en caliente se vuelve una estructura de grano dúplex en la cual se mezclan los granos no uniformes, la estructura no uniforme permanece incluso después de los procesos de laminado en frío y recocido y, por lo tanto, la ductilidad y capacidad de plegarse se degradan. Además, debido a que la disminución de la temperatura de laminado final provoca un aumento excesivo en la carga de laminado, y existe la preocupación de que se vuelve difícil realizar un laminado o una forma de la lámina de acero después del laminado puede ser defectuosa, es necesario que la temperatura de calentamiento de la palanquilla sea de 1050°C o mayor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite superior de la temperatura de calentamiento de la palanquilla, es preferible que el límite superior de la temperatura de calentamiento de la palanquilla sea de 1350°C o menor debido a que configurar una temperatura de calentamiento excesivamente alta no es económicamente preferible.

Además, la temperatura de Ar_3 se calcula en base a la siguiente ecuación.

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

En la ecuación anterior, C, Si, Mn, Ni, Cr, Cu, Mo y Al representan el contenido [% en masa] de los elementos.

En relación con la temperatura de laminado final del laminado en caliente, una temperatura más alta entre 800°C y el punto de Ar_3 se fija como un límite inferior del mismo, y 1000°C se fija como un límite superior del mismo. Si la temperatura de laminado final es más baja que 800°C, la carga de laminado durante el laminado final aumenta y existe una preocupación de que puede volverse más difícil realizar el laminado en caliente o la forma de la lámina de acero laminado en caliente obtenida después del laminado en caliente puede ser defectuosa. Además, si la temperatura de laminado final es más baja que el punto de Ar_3 , el laminado en caliente se vuelve un laminado de región de dos fases de ferrita y austenita y la estructura de la lámina de acero laminado en caliente se vuelve una estructura en la cual se mezclan los granos no uniformes.

Por otro lado, aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite superior de la temperatura de laminado final, es necesario configurar la temperatura de calentamiento de la palanquilla a una temperatura excesivamente alta cuando la temperatura de laminado final se fija en una temperatura excesivamente alta para asegurar la temperatura de laminado final. Por esta razón, es preferible que la temperatura del límite superior de la temperatura de laminado final sea 1000°C o más baja.

Un proceso de bobinado después del laminado en caliente y un proceso de enfriamiento antes y después del proceso de bobinado son significativamente importantes para distribuir el Mn. La distribución de Mn anterior en la lámina de acero puede obtenerse al hacer que la microestructura durante el enfriamiento lento después del bobinado sea una estructura de dos fases de ferrita y austenita y al realizar un procesamiento sobre las mismas a una temperatura alta durante un largo tiempo para hacer que el Mn se difunda de ferrita a austenita.

Para controlar la distribución de la concentración de Mn en el hierro base a un espesor de 1/8 a 3/8 de la lámina de acero, es necesario que la fracción de volumen de austenita sea 50% o mayor a un espesor de 1/8 a 3/8 cuando la lámina de acero se bobina. Si la fracción de volumen de austenita a un espesor de 1/8 a 3/8 es menor que 50%, la austenita desaparece inmediatamente después del bobinado debido al avance de la transformación de fase y, por lo tanto, la distribución de Mn no continúa de manera suficiente y la distribución de concentración de Mn anterior en la lámina de acero no puede obtenerse. Para que la distribución de Mn continúe de manera efectiva, la fracción de volumen de austenita es preferiblemente 70% o mayor y más preferiblemente 80% o mayor. Por otro lado, si la fracción de volumen de austenita es 100%, la transformación de fase continúa después del bobinado, se produce la ferrita, comienza la distribución de Mn y de este modo el límite superior no se proporciona particularmente para la fracción de volumen de austenita.

Para mejorar la fracción de austenita cuando la lámina de acero se bobina, es necesario que la Ritmo de enfriamiento durante un periodo desde la terminación del laminado en caliente al bobinado sea 10°C/segundo o mayor por término medio. Si la Ritmo de enfriamiento es más baja que 10°C/segundo, la transformación de ferrita continúa durante el enfriamiento, y existe una posibilidad de que la fracción de volumen de austenita durante el bobinado pueda volverse menor que 50%. Para mejorar la fracción de volumen de austenita, la Ritmo de enfriamiento es preferiblemente 13°C/segundo o mayor y más preferiblemente 15°C/segundo o mayor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite superior de la Ritmo de enfriamiento, es preferible que la Ritmo de enfriamiento sea 200°C/segundo o menor debido a que se requiere una instalación especial para obtener un ritmo de enfriamiento de más de 200°C/segundo y los costos de fabricación aumentan significativamente.

Debido al espesor de óxido formado en la superficie de la lámina de acero aumenta excesivamente y la propiedad de decapado por ácido se degrada si la lámina de acero se bobina a una temperatura que supera los 800°C, la temperatura de bobinado se fija en 750°C o más baja. Para mejorar la propiedad de decapado por ácido, la temperatura de bobinado es preferiblemente de 720°C o más baja y más preferiblemente de 700°C o más baja. Por otro lado, si la temperatura de bobinado es más baja que el punto de B_s , la resistencia de la lámina de acero laminado en caliente se mejora excesivamente, se vuelve difícil realizar un laminado en frío y, por lo tanto, la temperatura de bobinado se fija en el punto de B_s o más alta. Además, la temperatura de bobinado es preferiblemente de 500°C o más alta, más preferiblemente de 550°C o más alta y más preferiblemente de 600°C o más alta para mejorar la fracción de austenita después del bobinado.

Más aun, debido a que es difícil medir directamente la fracción de volumen de austenita durante la producción, se corta una pequeña pieza de la palanquilla antes del laminado en caliente, la pequeña pieza se lamina o comprime a la misma temperatura y reducción de laminado que en el pasaje final del laminado en caliente y se enfría con agua inmediatamente después del enfriamiento a la misma Ritmo de enfriamiento que la de durante un periodo del laminado en caliente y el bobinado, se miden las fracciones de fase de la pequeña pieza y una suma de las fracciones de volumen de la martensita tal como está aplacada, la martensita templada y la austenita retenida se considera una fracción de volumen de austenita durante el bobinado al determinar la fracción de volumen de austenita durante el bobinado de acuerdo con la presente invención.

El proceso de enfriamiento de la lámina de acero después del bobinado es importante para controlar la distribución de Mn. La distribución de Mn de acuerdo con la presente invención puede obtenerse al enfriar la lámina de acero de la temperatura de bobinado a (temperatura de bobinado - 100)°C a una tasa de 20°C/hora o más baja mientras que la fracción de austenita se configura para 50% o más durante el bobinado y la siguiente ecuación (3) se cumple. La Ecuación (3) es un índice que representa el grado de avance de la distribución de Mn entre la ferrita y austenita y

representa que la distribución de Mn continúa adicionalmente mientras el valor del lado izquierdo se vuelve mayor. Para provocar adicionalmente una distribución de Mn para continuar, el valor del lado izquierdo es preferiblemente 2,5 o mayor y más preferiblemente 4,0 o mayor. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite superior del valor del lado izquierdo, es preferible que el límite superior sea 50,0 o menor dado que es necesario retener calor durante un largo tiempo para mantener el valor sobre 50,0 y los costos de fabricación aumentan significativamente.

[Ecuación 3]

$$\left[\int_{T_c-100}^{T_c} 9.47 \times 10^5 \cdot \exp\left(-\frac{18480}{T+273}\right) \cdot t(T) \cdot dT \right]^{0.5} \geq 1.0 \quad \dots (3)$$

10 Tc: temperatura de bobinado (°C)

T: temperatura de lámina de acero (°C)

t(T): tiempo de mantenimiento a temperatura T (segundo)

Para provocar la distribución de Mn para continuar entre ferrita y austenita, es necesario mantener un estado donde ambas fases coexistan. Si la Ritmo de enfriamiento de la temperatura de bobinado a (temperatura de bobinado - 100)°C supera los 20°C/hora, la transformación de fase continúa excesivamente, la austenita en la lámina de acero puede desaparecer y, por lo tanto, la Ritmo de enfriamiento de la temperatura de bobinado a (temperatura de bobinado - 100)°C se fija en 20°C/hora o menos. Para provocar la distribución de Mn para continuar, la Ritmo de enfriamiento de la temperatura de bobinado a (temperatura de bobinado - 100)°C es preferiblemente 17°C/hora o más baja y más preferiblemente 15°C/hora o más baja. Aunque los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el límite inferior de la Ritmo de enfriamiento, es preferible que el límite inferior sea 1°C/hora o más alto debido a que es necesario realizar retención de calor durante un largo periodo de tiempo para mantener la Ritmo de enfriamiento a menos de 1°C/hora y los costos de fabricación significativamente aumentan.

Además, la lámina de acero puede recalentarse después del bobinado dentro de un intervalo de cumplimiento con la Ecuación (3) y la Ritmo de enfriamiento.

Se realiza el decapado por ácido en la lámina de acero laminado en caliente fabricada de este modo. El decapado por ácido es importante para mejorar una fosfatibilidad de la lámina de acero de alta resistencia laminada en frío como un producto final y una propiedad de revestimiento de zinc de sumersión caliente de la lámina de acero laminado en frío para una lámina de acero galvanizada o una lámina de acero galvanizada y recocida debido a que el óxido en la superficie de la lámina de acero puede retirarse mediante decapado. Además, el decapado por ácido puede realizarse una vez o una pluralidad de veces.

A continuación, la lámina de acero laminado en caliente después del decapado por ácido se somete a laminado en frío a una reducción de laminado de 35 a 80% y se hace pasar a través de una línea de recocido continuo o una línea de galvanizado continuo. Al configurar la reducción de laminado a 35% o más, es posible mantener la forma plana y mejorar la ductilidad del producto final.

Para mejorar la capacidad de estiramiento, es preferible que las regiones donde la concentración de Mn es alta y regiones donde la concentración de Mn es baja tengan una distribución estrecha al distribuir el Mn en el proceso posterior. Para hacerlo, es efectivo aumentar la reducción de laminado durante el laminado en frío, recrystallizar ferrita durante el aumento de temperatura y hacer que los diámetros de grano sean finos. En dicho punto de vista, la reducción de laminado es preferiblemente 40% o más alta y más preferiblemente 45% o más alta.

Por otro lado, en el caso de laminado en frío en la reducción de laminado de 80% o más baja, la carga de laminado en frío no es excesivamente grande y no es difícil realizar el laminado en frío. Por esta razón, el límite superior de la reducción de laminado se fija en 80% o más baja. En vista de la carga de laminado en frío, la reducción de laminado es preferiblemente 75% o más baja.

Además, los efectos de la presente invención pueden lograrse sin determinar particularmente el número de pases de laminado y reducción de laminado de cada pase. Además, el laminado en frío puede ser omitido.

A continuación, la lámina de acero laminado en frío obtenida se hace pasar a través de la línea de recocido continuo para fabricar la lámina de acero laminado en frío de alta resistencia. En relación con un proceso en el cual la lámina de acero laminado en frío se hace pasar a través de la línea de recocido continuo, se proporcionará una descripción detallada de un historial de temperatura de la lámina de acero cuando la lámina de acero se hace pasar a través de la línea de recocido continuo, con referencia a la FIG. 5.

La FIG. 5 es una gráfica que ilustra el historial de temperatura de la lámina de acero laminado en frío cuando la lámina de acero laminado en frío se hace pasar a través de la línea de recocido continuo, que es una gráfica que

muestra la relación entre la temperatura de la lámina de acero laminado en frío y el tiempo. En la FIG. 5, un intervalo de (el punto Ae3 - 50°C) al punto de Bs se muestra como una "región de temperatura de transformación de ferrita", un intervalo del punto de Bs al punto de Ms se muestra como el "intervalo de temperatura de transformación de bainita" y un intervalo del punto de Ms a una temperatura ambiente se muestra como el "intervalo de temperatura de transformación de martensita".

Además, el punto de Bs se calcula en base a la siguiente ecuación:

$$\text{Punto de Bs [°C]} = 820 - 290C/(1 - VF) - 37Si - 90Mn - 65Cr - 50Ni + 70Al$$

En la ecuación anterior, VF representa la fracción de volumen de ferrita y C, Mn, Cr, Ni, Al y Si representan cantidades agregadas [% en masa] de los elementos.

Además, el punto de Ms se calcula en base a la siguiente ecuación:

$$\text{Punto de Ms [°C]} = 541 - 474C/(1 - VF) - 15Si - 35Mn - 17Cr - 17Ni + 19Al$$

En la ecuación anterior, VF representa una fracción de volumen de ferrita, C, Si, Mn, Cr, Ni y Al representan cantidades agregadas [% en masa] de los elementos. Además, debido a que es difícil medir directamente la fracción de volumen de ferrita durante la producción, una pequeña pieza de la lámina de acero laminado en frío antes de que la lámina laminada en frío se haga pasar a través de la línea de recocido continuo, se corta y recuece en base al mismo historial de temperatura que cuando la pieza pequeña se hizo pasar a través de la línea de recocido continuo, se mide la dispersión en el volumen de ferrita en la pequeña pieza y un valor numérico calculado utilizando el resultado de la medición se considera la fracción de volumen VF de ferrita, para determinar el punto de Ms en la presente invención.

Como se muestra en la FIG. 5, un proceso de calentamiento para recocer la lámina de acero laminado en frío a una temperatura de calentamiento máxima (T₁) en el intervalo de 750°C a 1000°C se realiza en primer lugar para hacer que la lámina de acero laminado en frío pase a través de la línea de recocido continuo. Si la temperatura de calentamiento máxima T₁ en el proceso de calentamiento es más baja que 750°C, la cantidad de austenita es insuficiente, y no es posible asegurar una cantidad suficiente de estructuras duras en la transformación de fase durante el enfriamiento posterior. Desde este punto de vista, la temperatura de calentamiento máxima T₁ es preferiblemente 770°C o más alta. Por otro lado, si la temperatura de calentamiento máxima T₁ supera los 1000°C, el diámetro del grano de austenita se vuelve grueso, la transformación apenas continúa durante el enfriamiento y se vuelve difícil obtener de manera suficiente una estructura de ferrita blanda, en particular. Desde este punto de vista, la temperatura de calentamiento máxima T₁ es preferiblemente 900°C o más baja.

A continuación, un primer proceso de enfriamiento para enfriar la lámina de acero laminado en frío de la temperatura de calentamiento máxima T₁ al intervalo de temperatura de transformación de ferrita o más bajo se realiza como se muestra en la FIG. 5. En el primer proceso de enfriamiento, la lámina de acero laminado en frío se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita durante 20 segundos a 1000 segundos. Para producir de manera suficiente una estructura de ferrita blanda, es necesario que la lámina de acero laminado en frío se mantenga durante 20 segundos o más en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita en el primer proceso de enfriamiento y la lámina de acero laminado en frío se mantiene preferiblemente durante 30 segundos o más y más preferiblemente se mantiene durante 50 segundos o más. Por otro lado, si el tiempo durante el cual la lámina de acero laminado en frío se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita supera los 1000 segundos, la transformación de ferrita continúa excesivamente, una cantidad de austenita sin transformar disminuye y no es posible obtener de manera suficiente una estructura dura.

Además, un segundo proceso de enfriamiento en el cual la lámina de acero laminado en frío después de ser mantenida en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita durante 20 segundos a 1000 segundos para provocar la transformación de ferrita en el primer proceso de enfriamiento se enfría a una segunda temperatura de enfriamiento y el enfriamiento se detiene dentro de un intervalo del punto de Ms - 120°C al punto de Ms (la temperatura de partida de transformación de martensita) se realiza como se muestra en la FIG. 5. Al realizar el segundo proceso de enfriamiento, es posible provocar la transformación de martensita de la austenita sin transformar para continuar.

Si la segunda temperatura de detención de enfriamiento T₂ a la cual se detiene el segundo proceso de enfriamiento supera el punto de Ms, la martensita no se produce. Por otro lado, si la segunda temperatura de detención de enfriamiento T₂ es más baja que el punto de Ms - 120°C, la mayoría de las partes de la austenita sin transformar se vuelve martensita y no es posible obtener una cantidad suficiente de bainita en los procesos posteriores. Para hacer que una cantidad suficiente de austenita sin transformar permanezca, la segunda temperatura de detención del proceso de enfriamiento T₂ es preferiblemente el punto de Ms - 80°C o más alta y más preferiblemente el punto de Ms - 60°C o más alta.

Además, es preferible evitar que la transformación de bainita continúe excesivamente en el intervalo de temperatura de transformación de bainita, que es un intervalo de temperatura entre el intervalo de temperatura de transformación

de ferrita y el intervalo de temperatura de transformación de martensita, al enfriar la lámina de acero del intervalo de temperatura de transformación de ferrita al intervalo de temperatura de transformación de martensita a la segunda Ritmo de enfriamiento en el segundo proceso de enfriamiento. Por esta razón, es necesario configurar la segunda Ritmo de enfriamiento en el intervalo de temperatura de transformación de bainita a 10°C/segundo o mayor por término medio, y la segunda Ritmo de enfriamiento es preferiblemente 20°C/segundo o mayor y más preferiblemente 50°C/segundo o más alta.

Después de realizar el segundo proceso de enfriamiento que detiene el enfriamiento en un intervalo del punto de Ms - 120°C al punto de Ms, como se muestra en la FIG. 5, se realiza un proceso de mantenimiento en el cual la lámina de acero se mantiene dentro de un intervalo de la segunda temperatura de detención de enfriamiento al punto de Ms durante 2 segundos a 1000 segundos para hacer que la transformación de martensita continúe adicionalmente. En el proceso de mantenimiento, es necesario mantener la lámina de acero durante 2 segundos o más para hacer que la transformación de martensita continúe de manera suficiente. Si el tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene supera los 1000 segundos en el proceso de mantenimiento, se produce la bainita inferior dura, se reduce una cantidad de austenita sin transformar y no puede obtenerse una bainita con una dureza que sea parecida a la de la ferrita.

Más aun, después de mantener la lámina de acero dentro del intervalo de la segunda temperatura de detención de enfriamiento al punto de Ms y hacer que la transformación de martensita continúe como se muestra en la FIG. 5, un proceso de recalentamiento para recalentar la lámina de acero se realiza para producir bainita con una dureza entre la dureza de ferrita y la dureza de martensita. Una temperatura T₃ (temperatura de detención de recalentamiento) a la cual se detiene el recalentamiento en el proceso de recalentamiento se configura en el punto de Bs (temperatura de partida de transformación de bainita (el límite superior del intervalo de temperatura de transformación de bainita)) - 100°C o más alta para reducir la dispersión en la distribución de dureza en la lámina de acero.

Para reducir adicionalmente la dispersión en la distribución de dureza en la lámina de acero, es preferible producir bainita blanda con poca diferencia de dureza de la de la ferrita. Para producir bainita blanda, la transformación de bainita preferiblemente se hace continuar a una temperatura que es tan alta como sea posible. Por consiguiente, la temperatura de detención de recalentamiento T₃ es preferiblemente el punto de Bs - 60°C o más alta y es más preferiblemente el punto de Bs o más alta como se muestra en la FIG. 5.

En el proceso de recalentamiento, es necesario que la tasa de aumento de temperatura en el intervalo de temperatura de transformación de bainita sea 10°C/segundo o mayor por término medio y que la tasa del aumento de temperatura sea preferiblemente 20°C/segundo o mayor y más preferiblemente 40°C/segundo o mayor. Debido a que la transformación de bainita continúa excesivamente en un estado del intervalo de temperatura bajo si la tasa de aumento de temperatura en el intervalo de temperatura de transformación de bainita es bajo en el proceso de recalentamiento, la bainita dura con una gran diferencia de dureza de la de la ferrita se produce fácilmente y bainita blanda con una pequeña diferencia de dureza de la de la ferrita, que puede reducir la dispersión en la distribución de dureza en la lámina de acero, no se produce fácilmente. Por consiguiente, es preferible que la tasa de aumento de temperatura en el intervalo de temperatura de transformación de bainita sea alta en el proceso de recalentamiento.

De acuerdo con esta realización, una suma (tiempo de mantenimiento total) del tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el segundo proceso de enfriamiento y el tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de transformación de bainita en el proceso de recalentamiento es preferiblemente de 25 segundos o menos y más preferiblemente 20 segundos o menos, para suprimir el avance excesivo de la transformación de bainita en el segundo proceso de enfriamiento y el proceso de recalentamiento.

Además, un tercer proceso de enfriamiento para enfriar la lámina de acero de la temperatura de detención de recalentamiento T₃ a una temperatura que es más baja que el intervalo de temperatura de transformación de bainita se realiza después del proceso de recalentamiento como se muestra en la FIG. 5. En el tercer proceso de enfriamiento, la lámina de acero se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita durante 30 segundos o más para hacer que la transformación de bainita continúe. Para obtener una cantidad suficiente de bainita, la lámina de acero se mantiene preferiblemente en el intervalo de temperatura de transformación de bainita durante 60 segundos o más en el tercer proceso y más preferiblemente se mantiene durante 120 segundos o más. Aunque el límite superior del tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el tercer proceso de enfriamiento no se proporciona particularmente, el límite superior es preferiblemente 2000 segundos o menos y más preferiblemente 1000 segundos o menos. Si el tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita es 2000 segundos o menos, es posible enfriar la lámina de acero hasta la temperatura ambiente antes de completar la transformación de bainita de austenita sin transformar y mejorar adicionalmente de este modo el esfuerzo de rendimiento y la ductilidad de la lámina de acero laminado en frío de alta resistencia al cambiar la austenita sin transformar a martensita o austenita retenida.

Más aun, un cuarto proceso de enfriamiento para enfriar la lámina de acero de la temperatura que es más baja que el intervalo de temperatura de transformación de bainita a temperatura ambiente se realiza después del tercer proceso de enfriamiento como se muestra en la FIG. 5. Aunque la Ritmo de enfriamiento en el cuarto proceso de

enfriamiento no se define particularmente, es preferible que la Ritmo de enfriamiento promedio sea 1°C/segundo o mayor para cambiar la austenita sin transformar en martensita o austenita retenida.

Como resultado de los procesos anteriores, es posible obtener una lámina de acero laminado en frío de alta resistencia con alta ductilidad y alta capacidad de estiramiento.

- 5 Más aun, una lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia también puede obtenerse en la presente invención al realizar una galvanoplastia con zinc en la lámina de acero laminado en frío de alta resistencia obtenida al hacer que la lámina de acero pase a través de la línea de recocido continuo en base al método antemencionado.

Además, la lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia también puede fabricarse en la presente invención mediante el siguiente método utilizando la lámina de acero laminado en frío obtenida en base al método anterior.

Es decir, la lámina de acero recubierta con zinc puede fabricarse de la misma manera que el caso antemencionado en el cual la lámina de acero laminado en frío se hace pasar a través de la línea de recocido continuo excepto que la lámina de acero laminado en frío se sumerge en un baño de revestimiento en zinc en el proceso de recalentamiento.

- 15 Al hacerlo, es posible obtener la lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia con alta ductilidad y alta flexibilidad, cuya superficie incluye una capa revestida en zinc formada en la misma.

Más aun, cuando la lámina de acero se sumerge en el baño de revestimiento de zinc en el proceso de recalentamiento, la capa revestida en la superficie puede alearse al configurar la temperatura de detención de recalentamiento T₃ durante el proceso de recalentamiento a 460°C a 600°C y al realizar el procesamiento de aleación en el cual la lámina de acero laminado en frío después de ser sumergida en baño de revestimiento de zinc se mantiene a la temperatura de detención de recalentamiento T₃ durante dos segundos o más.

Al realizar dicho procesamiento de aleación, la aleación Zn-Fe obtenida al alear la capa de revestimiento de zinc se forma en la superficie y puede obtenerse la lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia con la capa revestida con zinc aleado proporcionada en la superficie del mismo.

- 25 Además, el método de fabricación de la lámina de acero recubierta con zinc laminada en frío de alta resistencia no se limita al ejemplo anterior, y la lámina de acero recubierta con zinc laminada en frío de alta resistencia puede fabricarse al realizar el mismo procesamiento que en el caso antemencionado en el cual la lámina de acero laminado en frío se hace pasar a través de la línea de recocido continuo, con la diferencia de que la lámina de acero se sumerge en el baño de revestimiento de zinc en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el tercer proceso de enfriamiento, por ejemplo.

- 30 Al hacerlo, puede obtenerse la lámina de acero recubierta con zinc laminada en frío de alta resistencia con alta ductilidad y alta capacidad de estiramiento, cuya superficie incluye una capa revestida en zinc formada en la misma.

Cuando la lámina de acero se sumerge en el baño de revestimiento de zinc en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el tercer proceso de enfriamiento, la capa revestida en la superficie puede alearse al realizar un procesamiento de aleación en el cual la lámina de acero laminado enfriado siendo sumergida en el baño de revestimiento de zinc se recalienta nuevamente hasta 460°C a 600°C y se mantiene durante 2 segundos o más.

Incluso cuando se realiza dicho procesamiento de aleación, la aleación Zn-Fe obtenida al alear la capa revestida de zinc se forma en la superficie y puede obtenerse la lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia que incluye la capa revestida con zinc aleado en la superficie de la misma.

- 40 Además, el laminado para la corrección de forma puede realizarse en la lámina de acero laminado en frío después del recocido en la presente realización. Sin embargo, dado que ocurre el endurecimiento por deformación de la parte de ferrita blanda y la ductilidad se degrada de manera suficiente si la reducción de laminado después del recocido supera el 10%, la reducción de laminado es preferiblemente menor que 10%.

Además, la presente invención no se limita a los ejemplos anteriores.

- 45 Por ejemplo, el chapado de uno o una pluralidad de Ni, Cu, Co, y Fe se puede realizar sobre la lámina de acero antes del recocido con el fin de mejorar la adherencia del revestimiento en el método de fabricación de la lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia según la presente invención.

La presente descripción se resume en los siguientes ítems:

1. Una lámina de acero de alta resistencia con una excelente ductilidad y capacidad de estiramiento, la lámina de acero que comprende en porcentaje en masa:

- 50 0,05 to 0,4% of C;
0,1 to 2,5% of Si;

1,0 to 3,5% of Mn;

0,001 to 0,03% of P;

0,0001 to 0,01% of S;

0,001 to 2,5% of Al;

5 0,0001 to 0,01 % of N;

0,0001 to 0,008% of O; y

una proporción restante compuesta de hierro e impurezas inevitables,

en donde la estructura de la lámina de acero contiene una fracción en volumen de 10 a 50% de una fase ferrita, 10 a 50% de una fase de martensita temperada, y una porción restante de fase dura,

10 en donde cuando la pluralidad de regiones de medición con diámetros de 1 µm o menos se encuentran en un intervalo de 1/8 a 3/8 de un espesor de la lámina de acero, los valores de medición de dureza en la pluralidad de regiones de medida se disponen en orden ascendente para obtener una distribución de dureza, un entero N0.02 que es un número obtenido al multiplicar el número total de los valores de medición de dureza por 0,02 y, si está presente, al redondear por lo alto a la cifra decimal, se obtiene, un valor de medición de dureza que es un valor mayor de N0.02 de un valor de medición de baja dureza, se considera una dureza del 2%, un entero N0.98 que es un número obtenido al multiplicar el número total de valores de medición de dureza por 0,98 y, si está presente, al redondear a la baja se obtiene el número decimal, y un valor de medición de dureza que es el valor más alto N0.98 del valor de la medición de baja dureza desde el valor de medida de dureza más pequeño se considera una dureza del 98%, el 98% de dureza es 1,5 o más veces tan alto como el 2% de dureza,

20 en donde una curtosis K* de a distribución de la dureza entre el 2% de dureza y el 98% de dureza es igual o mayor que -1,2 e igual o menor que -0,4, y

en donde el tamaño medio del grano del cristal en la estructura de la lámina acero es de 10µm o menos.

25 2. La lámina de acero de alta resistencia con una excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con el ítem 1, en donde la diferencia entre el valor máximo y el valor mínimo de la concentración en una base de hierro en un intervalo de espesor de 1/8 a 3/8 de la lámina de acero es igual a o mayor que 0,4% e igual a o menor que 3,5% cuando se convierte en porcentaje en masa.

30 3. La lámina de acero de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con el ítem 1 o 2, en donde cuando una sección del 2% de dureza al 98% de dureza se divide en 10 partes iguales, y se establecen 10 secciones de 1/10, un número de valores medidos de dureza en cada sección de 1/10 es de 2 a 30% de un número de todos los valores medidos.

4. La lámina de acero de alta resistencia con una excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con los ítems 1 a 3, en donde la fase dura incluye una cualquiera o ambas de una fase de ferrita y una fase de bainita del 10 a 45% en una fracción en volumen, y una fase fresca de martensita del 10% o menos.

35 5. La lámina de acero de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con una cualquiera de los ítems 1 a 4, en donde la estructura de lámina de acero además incluye de 2 a 25% de una austenita retenida.

6. La lámina de acero de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de los ítems 1 a 5, que comprende además en porcentaje en masa uno o más de:

0,005 a 0,09% de Ti; y

40 0,005 a 0,09% de Nb.

7 La lámina de acero de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de los ítems 1 a 6, que comprende además en porcentaje en masa uno o más de:

0,0001 a 0,01% de B;

0,01 a 2,0% de Cr;

45 0,01 a 2,0% de Ni;

0,01 a 2,0% de Cu; y

0,01 to 0,8% de Mo.

8. La lámina de acero de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de los ítems 1 a 7, que comprende además en porcentaje en masa:

0,005 a 0,09% de V.

5 9. La lámina de acero de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de los ítems 1 a 8, que comprende además uno o más de Ca, Ce, Mg, y REM de 0,0001 a 0,5% en porcentaje en masa del total.

10 10. Una lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento, en donde la lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia se produce mediante la formación de la capa de chapado con zinc sobre una superficie de la lámina de acero de alta resistencia de acuerdo con cualquiera de los ítems 1 a 9.

11. Un método de fabricación de una lámina de acero de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento, cuyo método que comprende:

15 un proceso de laminado en caliente en el que una palanquilla que contiene los constituyentes químicos de acuerdo con uno de los ítems 1 y 6 a 9 se calienta hasta 1050°C o más directamente o después de enfriarlo una vez, se realiza un laminado en caliente a una temperatura mayor que o bien 800°C o bien un punto de transformación A_{r3} , y se realiza un bobinado a un intervalo de temperatura de 750°C o más bajo, de modo que una fase austenita en una estructura de un material laminado después de laminarse ocupa el 50% en volumen o más;

20 un proceso de enfriamiento en el que la lámina de acero después del laminado en caliente se enfría desde la temperatura de bobinado hasta la temperatura de bobinado - 100 °C a un ritmo de 20°C/hora o menos mientras que se satisface la siguiente Ecuación (1); y

un proceso en el que se realiza un recocido continuo sobre la lámina de acero después del enfriamiento,

en donde en el proceso en el que se realiza el recocido continuo,

la lámina de acero se recuece a una temperatura máxima de calentamiento de 750 a 1000°C,

25 posteriormente se realiza un primer enfriamiento en el que la lámina de acero se enfría desde la máxima temperatura de calentamiento hasta un intervalo de temperatura de transformación de ferrita o por debajo y se mantiene en el intervalo de temperatura de la transformación de ferrita de 20 a 1000 segundos,

30 posteriormente se realiza un segundo enfriamiento en el que la lámina de acero se enfría por término medio a un ritmo de enfriamiento de 10°C/segundo o más en un intervalo de temperatura de transformación de bainita y el enfriamiento se detiene dentro de un intervalo desde temperatura de inicio de transformación de martensita - 120°C hasta la temperatura de inicio de transformación de martensita,

después del segundo enfriamiento, la lámina de acero se mantiene en un intervalo desde una segunda temperatura de detención del enfriamiento hasta la temperatura de inicio de transformación de martensita durante 2 a 1000 segundos,

35 la lámina de acero se recalienta posteriormente hasta una temperatura de detención de recalentamiento, que es igual o mayor que la temperatura de inicio de la transformación de bainita - 100°C, a un ritmo de incremento de temperatura de 10°C/segundo o más por término medio, en el intervalo de temperatura de transformación de bainita, y

40 se realiza un tercer enfriamiento en el que la lámina de acero después del recalentamiento se enfría desde la temperatura de detención del recalentamiento hasta una temperatura que es menor que el intervalo de temperatura de transformación de bainita y se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita durante 30 segundos o más:

[Ecuación 1]

$$\left[\int_{T_c-100}^{T_c} 9.47 \times 10^5 \cdot \exp\left(-\frac{18480}{T+273}\right) \cdot t(T) \cdot dT \right]^{0.5} \geq 1.0 \quad \dots (1)$$

45 [donde, t(T) en Ecuación (1) representa el tiempo de mantenimiento (segundos) de la lámina de acero a una temperatura T°C en el proceso de enfriamiento después del bobinado.]

12. El método de fabricación de la lámina de acero de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con el ítem 11,

en donde la temperatura de bobinado después del laminado en caliente es igual a o mayor que el punto de Bs e igual a o menor que 750°C.

5 13. El método de fabricación de la lámina de acero de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con el ítem 11 o 12, que comprende además, entre el proceso de enfriamiento y el proceso de recocido continuo:

un proceso de laminado en frío en el que la lámina de acero se somete a un decapado ácido y un laminado en frío con una reducción de laminado del 35 al 80%.

14. El método de fabricación de la lámina de acero de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de los ítems 11 a 13,

10 en donde una suma de un tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el segundo enfriamiento y un tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el recalentamiento es de 25 segundos o menos.

15. Un método de fabricación de una lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento,

15 en donde la lámina de acero se sumerge en un baño de chapado con zinc en el recalentamiento en la fabricación de la lámina de acero de alta resistencia en base al método de fabricación de acuerdo con uno cualquiera de los ítems 11 a 14.

16. Un método de fabricación de una lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia con excelente ductilidad y capacidad de estiramiento,

20 en el que la lámina de acero se sumerge en un baño de chapado con zinc en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el tercer enfriamiento en la fabricación de la lámina de acero de alta resistencia basada en el método de fabricación de acuerdo con cualquiera de los ítems 11 a 14.

17. Un método de fabricación de una lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia,

25 en el que se realiza un chapado con zinc después de fabricar la lámina de acero de alta resistencia en función del método de fabricación de acuerdo con uno cualquiera de los ítems 11 a 14.

18. Un método de fabricación de un acero recubierto de zinc de alta resistencia,

en el que se realiza un chapado con zinc por inmersión en caliente después de fabricar la lámina de acero de alta resistencia en función del método de fabricación de acuerdo con uno cualquiera de los ítems 11 a 14.

[Ejemplos]

30 La palanquilla que contiene los constituyentes químicos A a AQ que se muestran en las Tablas 1, 2, 19, y 20 se fundió, se realizó un laminado en caliente del mismo en las condiciones (temperatura de calentamiento de la palanquilla de laminado en caliente, temperatura de laminado final) que se muestran en las Tablas 3, 4, 21, 22 y 29, y el bobinado se realizó en las condiciones (Ritmo de enfriamiento después del laminado, temperatura de bobinado, Ritmo de enfriamiento después del bobinado) que se muestran en las Tablas 3, 4, 21, 22 y 29. A continuación,

35 después del decapado por ácido, se realizó el laminado en frío a la "reducción de laminado" que se muestra en las Tablas 3, 21 y 22 para obtener las láminas de acero laminadas en frío con espesores en los Ejemplos experimentales a a bd y los Ejemplos experimentales ca a ds que se muestran en las Tablas 3, 21 y 22. Además, se realizó decapado por ácido después del bobinado y se realizó el laminado en frío en las mismas para obtener la lámina de acero laminado en caliente con espesores en los Ejemplos experimentales dt a dz que se muestran en la

40 Tabla 29.

Posteriormente, la lámina de acero laminado en frío en los Ejemplos experimentales a a bd y Ejemplos experimentales ca a ds y la lámina de acero laminado en caliente de los Ejemplos experimentales dt a dz se hicieron pasar a través de la línea de recocido continuo para fabricar las láminas de acero en los Ejemplos experimentales 1 a 134.

45 Al hacer que las láminas de acero pasen a través de la línea de recocido continuo, las láminas de acero laminadas en frío de alta resistencia en los Ejemplos experimentales 1 a 134 se obtuvieron en base al siguiente método en las condiciones que se muestran en las Tablas 5 a 12, 23 a 25, 30 y 31 (una temperatura de calentamiento máxima en un proceso de calentamiento, tiempo de mantenimiento en un intervalo de temperatura de transformación de ferrita en un primer proceso de enfriamiento, un ritmo de enfriamiento en un intervalo de temperatura de transformación de bainita en un segundo proceso de enfriamiento, una temperatura de detención de enfriamiento en el segundo

50 proceso de enfriamiento, tiempo de mantenimiento en un proceso de mantenimiento, un ritmo de aumento de temperatura en el intervalo de temperatura de transformación de bainita y la temperatura de detención de recalentamiento en un proceso de recalentamiento, tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de

transformación de bainita en un tercer proceso de enfriamiento, la Ritmo de enfriamiento en un cuarto proceso de enfriamiento, una suma de un tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el segundo proceso de enfriamiento y un tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de transformación de bainita en el proceso de recalentamiento (tiempo de mantenimiento total)).

Es decir, se realiza el proceso de calentamiento para recocer la lámina de acero laminado en frío en los Ejemplos experimentales a a bd y los Ejemplos experimentales ca a ds y la lámina de acero laminado en caliente en los Ejemplos experimentales dt a dz, el primer proceso de enfriamiento para enfriar la lámina de acero laminado en frío fr la temperatura de calentamiento máxima al intervalo de temperatura de transformación de ferrita o más bajo, el segundo proceso de enfriamiento para enfriar la lámina de acero laminado en frío después del primer proceso de enfriamiento, el proceso de mantenimiento para mantener la lámina de acero laminado en frío después del segundo proceso de enfriamiento, el proceso de recalentamiento para recalentar la lámina de acero laminado en frío después del proceso de mantenimiento hasta la temperatura de detención de recalentamiento, el tercer proceso de enfriamiento para enfriar la lámina de acero laminado en frío después del proceso de recalentamiento de la temperatura de detención de recalentamiento a la temperatura que es más baja que el intervalo de temperatura de transformación de bainita, en el cual la lámina de acero laminado en frío se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita durante 30 segundos o más, y el cuarto proceso de enfriamiento para enfriar la lámina de acero de la temperatura que es más baja que el intervalo de temperatura de transformación de bainita a la temperatura ambiente.

Como resultado de los procesos anteriores, se obtuvieron las láminas de acero laminadas en frío de alta resistencia y las láminas de acero laminadas en caliente de alta resistencia en los Ejemplos experimentales 1 a 134.

Posteriormente, una parte de los Ejemplos experimentales en los cuales las láminas de acero se hicieron pasar a través de la línea de recocido continuo, a saber, las láminas de acero laminadas en frío en los Ejemplos experimentales 60 a 63, se sometieron a galvanoplastia con zinc en base al siguiente método para fabricar la lámina de acero galvanizada con zinc (EG) en los Ejemplos experimentales 60 a 63.

Primero, se realizó un desengrase alcalino, enjuague con agua, decapado por ácido y enjuague con agua en la lámina de acero, que se pasó a través de la línea de recocido continuo, como proceso previo al revestimiento. Posteriormente se realizó tratamiento electrolítico en la lámina de acero después del procesamiento previo utilizando un dispositivo de galvanoplastia tipo circulación de líquido con un baño de revestimiento que contenía sulfato de zinc, sulfato de sodio y ácido sulfúrico a una densidad de corriente de 100 A/dm² hasta un espesor de revestimiento predeterminado, y se realizó un revestimiento con Zn.

En relación con las láminas de acero laminadas en frío en los Ejemplos experimentales 64 a 68, las láminas de acero laminadas en frío se sumergieron en el baño de revestimiento con zinc en el proceso de recalentamiento cuando la lámina de acero laminado en frío se hizo pasar a través de la línea de recocido continuo y se obtuvieron las láminas de acero recubiertas con zinc de alta resistencia.

Además, en relación con las láminas de acero laminadas en frío en los Ejemplos experimentales 69 a 73, las láminas de acero laminadas en frío después de sumergirse en el baño de revestimiento con zinc en el proceso de recalentamiento se sometieron al procesamiento de aleación, en el cual las láminas de acero laminadas en frío se mantuvieron a la "temperatura de detención de recalentamiento T₃" que se muestra en la Tabla 11 para el "tiempo de mantenimiento" que se muestra en la Tabla 12 para alear la capa revestida en la superficie de la misma y se obtuvieron las láminas de acero recubiertas con zinc de alta resistencia con capas revestidas con zinc aleadas.

En relación con las láminas de acero laminadas en frío en los Ejemplos experimentales 74 a 77, las láminas de acero laminadas en frío se sumergieron en el baño de revestimiento con zinc en el tercer proceso de enfriamiento cuando las láminas de acero laminadas en frío se hicieron pasar a través de la línea de recocido continuo y se obtuvieron las láminas de acero recubiertas con zinc de alta resistencia.

En relación con las láminas de acero laminadas en frío en los Ejemplos experimentales 78 a 82, las láminas de acero laminadas en frío después de sumergirse en el baño de revestimiento con zinc en el tercer proceso de enfriamiento se sometieron al proceso de aleación, en el cual las láminas de acero laminadas en frío se recalentaron nuevamente hasta la "temperatura de aleación T_g" que se muestra en la Tabla 12 y se mantuvieron durante el "tiempo de mantenimiento" que se muestra en la Tabla 12 para alear las capas revestida en las superficies de la misma y se obtuvieron las láminas de acero recubiertas con zinc de alta resistencia con capas revestidas con zinc aleadas.

En relación con la lámina de acero laminado en caliente en el Ejemplo experimentales 130, la lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia con la capa laminada con zinc aleada se obtuvo sumergiendo la lámina de acero que se hizo pasar a través de la línea de recocido continuo en el baño de revestimiento con zinc, luego realizando en la misma un procesamiento de aleación en el cual la lámina de acero se recalentó nuevamente hasta la "temperatura de aleación T_g" que se muestra en la Tabla 31 y se mantuvo durante el "tiempo de mantenimiento" que se muestra en la Tabla 31 y de este modo se aleó la capa revestida en la superficie de la misma.

- En relación con la lámina de acero laminado en caliente en el Ejemplo experimentales 132, la lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia con la capa laminada con zinc aleada se obtuvo sumergiendo la lámina de acero laminado en caliente en el baño de revestimiento con zinc, cuando la lámina de acero laminado en caliente se hizo pasar a través de la línea de recocido continuo, realizando un procesamiento de aleación en la misma en el cual la lámina de acero laminado en caliente se recalentó nuevamente hasta la "temperatura de aleación T_g " que se muestra en la Tabla 31 y se mantuvo durante el "tiempo de mantenimiento" que se muestra en la Tabla 31 y de este modo aleando la capa revestida en la superficie de la misma.
- En relación con la lámina de acero laminado en caliente en el Ejemplo 134, la lámina de acero que se hizo pasar a través de la línea de recocido continuo se sumergió en el baño de revestimiento con zinc, y se obtuvo la lámina de acero recubierta con zinc de alta resistencia.
- En relación con las láminas de alta resistencia obtenidas de este modo en los Ejemplos experimentales 1 a 134, se observaron microestructuras y se obtuvieron fracciones de volumen de ferrita (F), ferrita bainítica (BF), bainita (B), martensita templada (TM), martensita nueva (M) y austenita retenida (γ retenida) en base al siguiente método. Además, "B + BF" en las tablas representa una fracción de volumen total de ferrita y ferrita bainítica.
- En relación con la fracción de volumen de austenita retenida, una superficie de observación a un espesor de $1/4$, que era paralela a la superficie de la placa de la lámina de acero, se consideró como una superficie de observación, se realizó un análisis de rayos X a la misma y se calculó una fracción de área y se consideró como la fracción de volumen de la misma.
- En relación con las fracciones de volumen de ferrita, ferrita bainítica, bainita, martensita templada y martensita nueva, una sección transversal del espesor de la lámina que era paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero se consideró como una superficie de observación, se recogió una muestra de la misma, se realizó el molido y ataque con nital en la superficie de observación, una región rodeada por lados de $30\ \mu\text{m}$ se fijó en un intervalo de espesor de $1/8$ a $3/8$ aproximadamente $1/4$ del espesor de lámina, la región se observó con FE-SEM, y las fracciones de área se midieron y consideraron como las fracciones de volumen de la misma.
- Los resultados se muestran en las Tablas 13, 14, 17, 26 y 32.
- En relación con las láminas de acero de alta resistencia en los Ejemplos experimentales 1 a 134, la sección transversal del espesor de lámina que era paralela a la dirección de laminado de las láminas de acero se acabaron como superficies de espejo y se realizó un análisis EPMA en un intervalo de $1/8$ a $3/8$ aproximadamente $1/4$ de los espesores de lámina para medir las cantidades de Mn. La medición se realizó mientras el diámetro de sonda se configuró a $0,5\ \mu\text{m}$ y un tiempo de medición para un punto se configuró a 20 ms, y las cantidades de Mn se midieron para 40000 puntos en el análisis de superficie. Los resultados se muestran en las Tablas 15, 16, 18, 27, 28 y 33. Después de retirar los resultados de medición de inclusión de los resultados de medición, se obtuvieron respectivamente los valores máximos y valores mínimos de la concentración de Mn y se calcularon las diferencias entre los valores máximos y los valores mínimos obtenidos de la concentración de Mn. Los resultados se mostrarán en las Tablas 15, 16, 18, 27, 28 y 33.
- En relación con cada una de las láminas de acero de alta resistencia en los Ejemplos experimentales 1 a 134, se ejemplificaron "una relación (H_{98}/H_2) de un valor de medición de la dureza de 2% (H_2) con respecto a un valor de medición de la dureza de 98% (H_{98}), que se obtuvo al convertir los valores de medición mientras una diferencia entre un valor de medición máximo y un valor de medición mínimo de dureza se consideró como 100%, una curtosis (K^*) entre el valor de medición de la dureza de 2% y el valor de medición de la dureza de 98%, un tamaño de grano de cristal promedio, ya sea si el número de todos los valores de medición en cada intervalo dividido, que se obtuvieron al dividir de manera igual un intervalo de la dureza de 2% a la dureza de 98% en 10 partes, estaba o no en un intervalo de 2% a 30% del número de todos los valores de medición en una gráfica que representa una relación entre la dureza clasificada en una pluralidad de niveles y un número de valores de medición en cada nivel cuando cada valor de medición se convirtieron mientras una diferencia entre un valor máximo y un valor mínimo de los valores de medición de dureza se consideró como 100%". Los resultados se muestran en las Tablas 15, 16, 18, 27, 28 y 33.
- Además, la dureza se midió utilizando un evaluador de micro-dureza dinámico proporcionado con un penetrador de pirámide de tres lados tipo Berkovich en una carga de muesca de 1 g en base a un método de medición de profundidad de muesca. La posición de medición de dureza se fijó en un intervalo de $1/8$ a $3/8$ aproximadamente $1/4$ del espesor de lámina en la sección transversal del espesor de la lámina que era paralela a una dirección de laminado de la lámina de acero. Además, el número de valores de medición (número de punto de muescas) estaba en el intervalo de 100 a 10000 y preferiblemente 1000 o más.
- Además, el tamaño de grano de cristal promedio se midió utilizando un método EBSD (Difracción de electrones por retrodispersión). Una superficie de Observación del tamaño de grano de cristal se fijó en un intervalo de $1/8$ a $3/8$ aproximadamente $1/4$ del espesor de lámina en la sección transversal del espesor de la lámina que era paralela a la dirección de laminado de la lámina de acero. A continuación, un límite, en el cual una diferencia de orientación cristalina entre puntos de medición que estaban adyacentes en la orientación cristalina bcc en la superficie de

observación fue de 15° o más, en la superficie de observación se consideró como un límite de grano de cristal y se midió el tamaño de grano de cristal. A continuación se calculó el tamaño de grano de cristal promedio al aplicar un método de intersección al resultado (mapa) del límite de grano de cristal obtenido. Los resultados se muestran en las Tablas 13, 14, 17, 26 y 32.

- 5 Más aun, las piezas de prueba de tensión en base a JIS Z 2201 se recogieron de las láminas de acero de alta resistencia en los Ejemplos experimentales 1 a 134, las pruebas de tensión se realizaron en las mismas en base a JIS Z 2241 y se midieron la resistencia a la tensión máxima (TS) y ductilidad (EL). Los resultados se muestran en las Tablas 15, 16, 18, 27, 28 y 33.

Tabla 1

Ejemplo experimental	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	
	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	
A	0,185	1,32	2,41	0,006	0,0016	0,043	0,0039	0,0008	Ejemplo
B	0,094	1,79	2,65	0,012	0,0009	0,017	0,0020	0,0011	Ejemplo
C	0,128	1,02	2,87	0,022	0,0007	0,127	0,0028	0,0014	Ejemplo
D	0,234	0,85	2,15	0,005	0,0004	0,233	0,0016	0,0011	Ejemplo
E	0,167	1,38	2,16	0,013	0,0021	0,026	0,0030	0,0009	Ejemplo
F	0,219	1,47	1,82	0,007	0,0020	0,061	0,0025	0,0020	Ejemplo
G	0,242	0,50	2,37	0,007	0,0043	1,175	0,0040	0,0022	Ejemplo
H	0,124	1,65	2,14	0,005	0,0043	0,032	0,0050	0,0010	Ejemplo
I	0,104	2,28	1,95	0,018	0,0046	0,030	0,0023	0,0018	Ejemplo
J	0,076	1,82	2,48	0,018	0,0013	0,064	0,0056	0,0009	Ejemplo
K	0,197	0,78	2,82	0,005	0,0021	1,310	0,0054	0,0008	Ejemplo
L	0,159	1,09	3,01	0,005	0,0040	0,029	0,0028	0,0016	Ejemplo
M	0,088	2,06	2,50	0,020	0,0032	0,015	0,0034	0,0017	Ejemplo
N	0,080	1,52	2,01	0,022	0,0023	0,046	0,0032	0,0018	Ejemplo
O	0,172	1,33	2,67	0,014	0,0032	0,086	0,0039	0,0043	Ejemplo
P	0,223	0,38	3,02	0,009	0,0037	2,304	0,0015	0,0012	Ejemplo
Q	0,137	2,08	2,12	0,013	0,0045	0,075	0,0020	0,0015	Ejemplo
R	0,143	1,13	1,59	0,004	0,0041	0,020	0,0060	0,0021	Ejemplo
S	0,173	0,85	2,37	0,010	0,0004	1,526	0,0048	0,0023	Ejemplo
T	0,167	1,95	1,79	0,009	0,0032	0,091	0,0016	0,0016	Ejemplo
U	0,211	0,41	2,56	0,012	0,0043	0,683	0,0034	0,0023	Ejemplo
V	0,226	1,26	1,68	0,003	0,0029	0,746	0,0014	0,0010	Ejemplo
W	<u>0,025</u>	1,99	2,19	0,014	0,0039	0,046	0,0058	0,0021	<u>Ejemplo comparativo</u>
X	<u>0,519</u>	1,22	1,84	0,018	0,0047	0,036	0,0033	0,0010	<u>Ejemplo comparativo</u>
Y	0,175	<u>0,03</u>	2,14	0,019	0,0036	0,050	0,0034	0,0008	<u>Ejemplo comparativo</u>
Z	0,205	0,93	<u>0,57</u>	0,009	0,0037	0,099	0,0020	0,0015	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 2

Ejemplo experimental	Ti	Nb	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ca	Ce	Mg	REM	
	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	
A													Ejemplo
B													Ejemplo
C									0,0016				Ejemplo
D										0,0013			Ejemplo
E	0,017												Ejemplo
F	0,065								0,0014	0,0007			Ejemplo
G		0,046											Ejemplo
H	0,030		0,0016								0,0014		Ejemplo
I			0,0034										Ejemplo
J	0,021	0,019											Ejemplo
K				0,31									Ejemplo
L					0,25								Ejemplo
M						0,42							Ejemplo
N							0,29						Ejemplo
O								0,071					Ejemplo
P	0,053		0,0011		0,18				0,0032				Ejemplo
Q				0,42			0,22					0,0012	Ejemplo
R					1,29	0,10				0,0013			Ejemplo
S	0,028		0,0008	0,10	0,27	0,14	0,07		0,0007	0,0009			Ejemplo
T		0,027		0,78				0,086			0,0018		Ejemplo
U	0,017	0,050				0,60	0,10			0,0028		0,0015	Ejemplo
V			0,0029	1,11	0,50			0,039	0,0018	0,0018			Ejemplo
W													<u>Ejemplo comparativo</u>
X													<u>Ejemplo comparativo</u>
Y													<u>Ejemplo comparativo</u>
Z													<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 3

Ejemplo experimental	Constituyente químico	Temperatura de calentamiento de la palanquilla	Punto de transformación de Ar3	Temperatura de laminado final	Ritmo de enfriamiento después del laminado	Temperatura de bobinado	Lado izquierdo de la Ecuación (1)	Ritmo de enfriamiento después del bobinado	Fracción de volumen de austenita	Bs	Reducción de laminado	Esesor de la lámina laminada en frío	
		°C	°C	°C	°C/seg.	°C		°C/hora	% en volumen	°C	%	mm	
a	A	1230	665	909	48	630	11,2	14	82	492	50	1,6	Ejemplo
b	A	1265	665	937	114	576	3	13	100	504	50	1,6	Ejemplo
c	A	1210	665	916	32	674	29,2	15	90	498	68	0,8	Ejemplo
d	B	1245	687	909	48	526	1,1	8	72	479	40	1,2	Ejemplo
e	B	1245	687	861	71	601	6,1	12	83	484	60	1,2	Ejemplo
f	B	1255	687	851	19	606	5,9	14	77	481	60	1,2	Ejemplo
g	C	1215	636	953	26	614	5,7	18	88	491	60	1,2	Ejemplo
h	C	1240	636	902	77	617	12,8	9	95	494	60	1,2	Ejemplo
i	D	1175	667	890	26	573	2,7	13	58	494	50	1,6	Ejemplo
j	D	1165	667	890	61	528	1,2	9	72	517	50	1,6	Ejemplo
k	E	1190	695	908	69	608	11,4	8	79	515	60	1,6	Ejemplo
l	E	1205	695	918	29	654	16	18	72	509	68	0,8	Ejemplo
m	E	1165	695	940	25	653	24,4	11	78	514	5	2,3	Ejemplo comparativo
n	F	1225	714	865	36	561	2,2	12	79	526	50	2	Ejemplo
o	F	1225	714	899	79	542	1,1	12	78	525	50	2	Ejemplo
p	G	1210	682	929	67	555	1,5	14	93	595	50	2	Ejemplo
q	G	1260	682	862	49	537	1,1	11	74	576	50	2	Ejemplo
r	H	1165	720	897	14	581	2,7	15	78	522	50	2	Ejemplo
s	H	1195	720	945	34	528	1,1	7	93	530	50	2	Ejemplo
t	H	1170	720	903	38	663	18,6	19	100	533	72	0,8	Ejemplo
u	I	1210	765	881	55	533	1,2	10	90	529	38	1,6	Ejemplo
v	I	1175	765	924	26	613	8,1	13	86	527	38	1,6	Ejemplo
w	I	1200	765	931	12	559	1,9	13	97	531	38	1,6	Ejemplo
x	J	1260	712	901	72	627	9,5	15	100	512	38	1,6	Ejemplo
v	J	1270	712	950	60	573	1,8	18	86	508	38	1,6	Ejemplo
z	K	1210	657	916	64	547	1,5	12	83	540	50	1,6	Ejemplo

Tabla 4

Ejemplo experimental	Constituyente químico	Temperatura de calentamiento de la palanquilla	Punto de transformación de Ar3	Temperatura de laminado final	Ritmo de enfriamiento después del laminado	Temperatura de bobinado	Lado izquierdo de la Ecuación (1)	Ritmo de enfriamiento después del bobinado	Fracción de volumen de austenita	Bs	Reducción de laminado	Esesor de la lámina laminada en frío	
		°C	°C	°C	°C/s	°C		°C/h	% en volumen	°C	%	mm	
aa	K	1165	657	916	59	574	2,2	15	89	545	50	1,6	Ejemplo
ab	L	1235	598	923	20	521	1,1	6	78	439	50	1,2	Ejemplo
ac	L	1170	598	908	79	616	9,2	13	100	452	50	1,2	Ejemplo
ad	M	1245	692	893	71	576	2,7	14	91	492	60	0,8	Ejemplo
ae	M	1215	692	900	35	611	7,4	15	67	482	60	0,8	Ejemplo
af	N	1180	729	918	88	629	10,1	16	100	563	50	1,2	Ejemplo
ag	N	1210	729	830	26	608	7,6	12	73	554	50	1,2	Ejemplo
ah	N	1155	729	873	38	508	1,2	4	89	560	36	1,2	Ejemplo
ai	O	1205	648	919	106	538	1,4	9	100	487	60	0,8	Ejemplo
aj	O	1250	648	949	26	575	2,5	15	80	474	60	0,8	Ejemplo
ak	O	1255	648	937	49	650	15,7	18	98	486	72	0,8	Ejemplo
al	P	1165	675	941	58	617	9,7	13	94	618	68	0,8	Ejemplo
am	P	1165	675	903	34	566	2,8	11	74	599	68	0,8	Ejemplo
an	Q	1230	705	872	30	571	2,7	14	80	481	50	1,6	Ejemplo
ao	Q	1210	705	958	68	615	5,8	20	84	483	50	1,6	Ejemplo
ap	R	1200	683	872	72	607	8,7	11	84	523	50	1,6	Ejemplo
aq	R	1150	683	899	25	580	3,4	14	87	524	50	1,6	Ejemplo
ar	S	1265	707	884	25	532	2,1	5	62	581	50	1,6	Ejemplo
as	S	1210	707	944	63	624	11	13	86	604	50	1,6	Ejemplo
at	S	1205	707	933	96	573	2,8	13	89	606	38	1,6	Ejemplo
au	T	1265	715	886	37	611	17,1	6	87	487	50	1,6	Ejemplo
av	T	1160	715	960	68	589	4,6	12	79	481	50	1,6	Ejemplo
aw	U	1185	614	920	20	620	7,8	17	74	540	40	1,6	Ejemplo
ax	U	1215	614	909	43	640	20,6	11	88	553	40	1,6	Ejemplo
av	V	1190	679	871	54	580	3,7	12	78	493	60	1,2	Ejemplo
az	V	1205	679	911	43	609	6,4	14	76	491	60	1,2	Ejemplo
ba	W	1155	759	862	56	651	24,7	11	0	-	72	1,4	Ejemplo comparativo
bb	X	1210	605	939	56	659	31,6	11	87	439	50	1,4	<u>Ejemplo comparativo</u>
be	Y	1225	651	938	58	655	27,5	10	72	559	50	1,6	<u>Ejemplo comparativo</u>
bd	Z	1180	818	917	50	643	17,7	12	23	483	50	1,6	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 5

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en frío	Constituyente químico	Tipo de acero	Temperatura de calentamiento máxima (T1)	Primer proceso de enfriamiento	Segundo proceso de enfriamiento			
					Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita	Ritmo de enfriamiento promedio en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Temperatura de detención de enfriamiento (T2)	Temperatura de detención de enfriamiento - Ms	
				°C	segundos	°C/segundo	°C	°C	
1	a	A	CR	822	47	57	257	-52	Ejemplo
2	b	A	CR	835	82	64	181	-93	Ejemplo
3	c	A	CR	839	39	85	268	-48	Ejemplo
4	d	B	CR	845	84	68	236	-99	Ejemplo
5	e	B	CR	837	126	60	308	-40	Ejemplo
6	f	B	CR	848	79	62	291	-58	Ejemplo
7	g	C	CR	831	149	74	270	-64	Ejemplo
8	h	C	CR	843	164	74	259	-66	Ejemplo
9	h	C	CR	838	150	88	305	-23	<u>Ejemplo comparativo</u>
10	i	D	CR	827	66	83	275	-54	Ejemplo
11	j	D	CR	840	78	78	271	-49	Ejemplo
12	k	E	CR	803	71	61	219	-94	Ejemplo
13	l	E	CR	808	75	79	304	-8	Ejemplo
14	m	E	CR	802	70	60	255	-51	<u>Ejemplo comparativo</u>
15	n	F	CR	817	42	59	211	-83	Ejemplo
16	o	F	CR	833	49	62	228	-85	Ejemplo
17	o	F	CR	880	6	60	272	-81	<u>Ejemplo comparativo</u>
18	p	G	CR	787	85	67	261	-78	Ejemplo
19	q	G	CR	865	24	78	282	-60	Ejemplo
20	r	H	CR	845	90	67	284	-62	Ejemplo
21	s	H	CR	837	77	67	302	-36	Ejemplo
22	t	H	CR	872	35	56	309	-62	Ejemplo
23	u	I	CR	921	53	68	271	-78	Ejemplo
24	v	I	CR	936	42	69	281	-88	Ejemplo
25	w	I	CR	888	<u>1730</u>	85	<u>303</u>	<u>50</u>	<u>Ejemplo comparativo</u>
26	x	J	CR	879	67	75	338	-36	Ejemplo
27	y	J	CR	852	74	77	304	-69	Ejemplo
28	z	K	CR	860	284	62	261	-38	Ejemplo
29	aa	K	CR	962	457	85	278	-52	Ejemplo
30	aa	K	CR	906	171	88	142	<u>-148</u>	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 6

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en frío	Constituyente químico	Tipo de acero	Temperatura de calentamiento máxima (T1)	Primer proceso de enfriamiento	Segundo proceso de enfriamiento			
					Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita	Ritmo de enfriamiento promedio en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Temperatura de detención de enfriamiento (T2)	Temperatura de detención de enfriamiento - Ms	
				°C	segundos	°C/segundo	°C	°C	
31	ab	L	CR	809	96	88	274	-47	Ejemplo
32	ac	L	CR	814	153	67	247	-67	Ejemplo
33	ad	M	CR	846	75	79	274	-70	Ejemplo
34	ae	M	CR	843	81	71	292	-58	Ejemplo
35	af	N	CR	862	62	56	332	-49	Ejemplo
36	ag	N	CR	<u>1035</u>	42	86	<u>272</u>	<u>-139</u>	<u>Ejemplo comparativo</u>
37	ah	N	CR	891	70	71	303	-92	Ejemplo
38	ai	O	CR	830	74	70	234	-64	Ejemplo
39	aj	O	CR	840	70	1	253	-54	<u>Ejemplo comparativo</u>
40	ak	O	CR	835	70	74	266	-43	Ejemplo
41	al	P	CR	905	249	64	207	-65	Ejemplo
42	am	P	CR	909	248	53	218	-77	Ejemplo
43	an	Q	CR	838	55	74	326	-15	Ejemplo
44	ao	<u>Q</u>	CR	837	47	54	225	-107	Ejemplo
45	ap	R	CR	820	69	88	302	-61	Ejemplo
46	aq	R	CR	856	44	77	221	-105	Ejemplo
47	ar	S	CR	888	65	53	304	-47	Ejemplo
48	as	S	CR	902	35	57	330	-35	Ejemplo
49	at	S	CR	879	55	85	249	-71	Ejemplo
50	au	T	CR	852	47	54	250	-58	Ejemplo
51	av	T	CR	844	59	71	246	-80	Ejemplo
52	aw	U	CR	812	114	57	246	-80	Ejemplo
53	ax	U	CR	837	202	55	260	-77	Ejemplo
54	ay	V	CR	873	178	61	240	-43	Ejemplo
55	az	V	CR	858	155	78	238	-66	Ejemplo
56	<u>ba</u>	<u>W</u>	CR	842	46	56	334	-32	<u>Ejemplo comparativo</u>
57	<u>bb</u>	<u>X</u>	CR	830	65	58	168	-40	<u>Ejemplo comparativo</u>
58	<u>bc</u>	<u>Y</u>	CR	825	81	87	258	-80	<u>Ejemplo comparativo</u>
59	<u>bd</u>	<u>Z</u>	CR	870	54	85	222	-19	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 7

Ejemplo experimental	Tiempo de mantenimiento	Proceso de recalentamiento				
	Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de martensita	Tasa promedio de aumento de temperatura en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Temperatura de detención de recalentamiento (T3)	Temperatura de detención de recalentamiento - Bs	Tiempo de mantenimiento total en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	
	Segundos	°C/segundo	°C	°C	Segundos	
1	8	18	489	10	12	Ejemplo
2	9	20	427	-30	11	Ejemplo
3	12	12	471	-12	15	Ejemplo
4	9	25	443	-20	6	Ejemplo
5	10	24	420	-51	5	Ejemplo
6	12	15	470	-2	10	Ejemplo
7	7	22	485	9	8	Ejemplo
8	7	24	427	-43	6	Ejemplo
9	6	20	409	-63	6	<u>Ejemplo comparativo</u>
10	12	20	483	-50	10	Ejemplo
11	8	22	484	-44	10	Ejemplo
12	5	14	455	-40	13	Ejemplo
13	15	15	447	-48	11	Ejemplo
14	7	27	438	-53	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
15	5	22	475	-32	12	Ejemplo
16	6	26	467	-52	9	Ejemplo
17	9	25	507	-36	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
18	8	26	577	-11	13	Ejemplo
19	4	15	538	-53	16	Ejemplo
20	9	26	495	-15	8	Ejemplo
21	6	11	446	-59	12	Ejemplo
22	12	17	464	-61	8	Ejemplo
23	7	15	505	-2	13	Ejemplo
24	11	22	522	3	9	Ejemplo
25	0	17	447	-1	13	<u>Ejemplo comparativo</u>
26	8	18	487	-14	8	Ejemplo
27	6	11	455	-45	9	Ejemplo
28	11	27	485	-31	10	Ejemplo
29	11	15	494	-42	13	Ejemplo
30	15	25	485	-26	10	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 8

Ejemplo experimental	Tiempo de mantenimiento	Proceso de recalentamiento				
	Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de martensita	Ritmo promedio de aumento de temperatura en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Temperatura de detención de recalentamiento (T3)	Temperatura de detención de recalentamiento -Bs	Tiempo de mantenimiento total en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	
	Segundos	°C/segundo	°C	°C	Segundos	
31	3	28	467	26	6	Ejemplo
32	8	16	380	-56	6	Ejemplo
33	6	25	492	20	7	Ejemplo
34	11	21	483	7	8	Ejemplo
35	5	18	539	-6	12	Ejemplo
36	14	23	577	14	8	Ejemplo comparativo
37	6	25	564	10	9	Ejemplo
38	10	25	428	-29	7	Ejemplo
39	9	23	467	5	161	Ejemplo comparativo
40	12	15	450	-13	11	Ejemplo
41	10	16	546	-19	22	Ejemplo
42	6	14	518	-61	23	Ejemplo
43	13	14	437	-39	9	Ejemplo
44	8	12	479	8	14	Ejemplo
45	4	17	529	9	11	Ejemplo
46	11	20	453	-45	9	Ejemplo
47	5	25	581	-10	14	Ejemplo
48	7	22	593	-6	14	Ejemplo
49	7	11	530	-41	22	Ejemplo
50	9	26	401	-62	6	Ejemplo
51	5	16	431	-43	9	Ejemplo
52	10	23	515	-26	12	Ejemplo
53	9	27	509	-40	10	Ejemplo
54	6	18	437	-38	12	Ejemplo
55	7	15	468	-20	13	Ejemplo
56	7	23	513	3	9	Ejemplo comparativo
57	5	19	460	2	17	Ejemplo comparativo
58	9	27	512	-39	9	Ejemplo comparativo
59	10	18	584	7	23	Ejemplo comparativo

Tabla 9

Ejemplo experimental	Tercer proceso de enfriamiento	Cuarto proceso de enfriamiento	Temperatura de partida de transformación de bainita (Bs)	Temperatura de partida de transformación de martensita (Ms)	
	Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Ritmo de enfriamiento promedio			
	Segundo	°C/segundo			
1	407	7	479	309	Ejemplo
2	179	7	457	274	Ejemplo
3	212	13	483	317	Ejemplo
4	304	5	463	335	Ejemplo
5	271	13	471	348	Ejemplo
6	409	9	472	349	Ejemplo
7	407	4	476	334	Ejemplo
8	339	5	470	324	Ejemplo
9	9	10	472	328	<u>Ejemplo comparativo</u>
10	347	7	533	329	Ejemplo
11	331	8	528	320	Ejemplo
12	264	9	495	312	Ejemplo
13	370	4	495	312	Ejemplo
14	186	13	491	305	<u>Ejemplo comparativo</u>
15	159	13	507	294	Ejemplo
16	329	11	519	313	Ejemplo
17	350	9	543	353	<u>Ejemplo comparativo</u>
18	149	7	588	339	Ejemplo
19	285	7	591	342	Ejemplo
20	305	8	510	346	Ejemplo
21	209	13	505	338	Ejemplo
22	149	4	525	371	Ejemplo
23	374	10	507	349	Ejemplo
24	237	9	519	368	Ejemplo
25	295	12	448	253	<u>Ejemplo comparativo</u>
26	244	13	501	374	Ejemplo
27	276	11	500	373	Ejemplo
28	248	5	516	299	Ejemplo
29	384	4	536	330	Ejemplo
30	139	11	511	290	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 10

Ejemplo experimental	Tercer proceso de enfriamiento	Cuarto proceso de enfriamiento	Temperatura de partida de transformación de bainita (Bs)	Temperatura de partida de transformación de martensita (Ms)	
	Mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Ritmo de enfriamiento promedio			
	Segundo	°C/segundo	°C	°C	
31	201	8	441	321	Ejemplo
32	430	7	436	313	Ejemplo
33	194	10	472	344	Ejemplo
34	194	6	476	351	Ejemplo
35	408	9	545	382	Ejemplo
36	338	8	563	411	<u>Ejemplo comparativo</u>
37	349	12	554	396	Ejemplo
38	171	10	457	299	Ejemplo
39	283	11	462	307	<u>Ejemplo comparativo</u>
40	202	7	463	309	Ejemplo
41	324	6	565	272	Ejemplo
42	348	7	579	295	Ejemplo
43	310	6	476	341	Ejemplo
44	195	12	471	332	Ejemplo
45	172	13	520	363	Ejemplo
46	405	4	498	326	Ejemplo
47	273	10	591	351	Ejemplo
48	418	10	599	365	Ejemplo
49	164	4	571	320	Ejemplo
50	149	5	463	308	Ejemplo
51	174	8	474	326	Ejemplo
52	288	13	541	326	Ejemplo
53	327	11	549	338	Ejemplo
54	374	8	475	283	Ejemplo
55	218	5	488	304	Ejemplo
56	332	4	510	366	<u>Ejemplo comparativo</u>
57	416	13	458	208	<u>Ejemplo comparativo</u>
58	229	4	551	338	<u>Ejemplo comparativo</u>
59	412	6	577	241	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 11

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en frío	Constituyente químico	Tipo de acero	Temperatura de calentamiento máxima (T1)	Primer proceso de enfriamiento	Segundo proceso de enfriamiento			Proceso de mantenimiento	Proceso de recalentamiento				
					Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita	Ritmo de enfriamiento promedio en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Temperatura de detención de enfriamiento (T2)	Temperatura de detención de enfriamiento - Ms	Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de martensita	Tasa promedio de aumento de temperatura en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Temperatura de detención de recalentamiento (T3)	Temperatura de detención de recalentamiento - Bs	Tiempo de mantenimiento total en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	
				°C	Segundos	°C/s	°C	°C	Segundos	°C/s	°C	°C	Segundos	
60	g	C	EG	831	49	74	270	-64	7	22	485	9	8	Ejemplo
61	z	K	EG	860	84	62	261	-38	11	27	485	-31	10	Ejemplo
62	ab	L	EG	809	46	88	274	-47	3	28	467	26	6	Ejemplo
63	av	V	EG	873	78	61	240	-43	6	18	437	-38	12	Ejemplo
64	a	A	GI	835	56	51	291	-49	10	11	486	-12	16	Ejemplo
65	d	B	GI	840	82	72	301	-71	7	19	471	-15	13	Ejemplo
66	i	D	GI	822	50	57	266	-30	10	14	497	-16	18	Ejemplo
67	ag	N	GI	864	59	54	312	-93	9	13	527	-32	12	Ejemplo
68	al	P	GI	912	47	51	284	-55	8	22	548	-58	15	Ejemplo
69	b	A	GA	842	61	23	284	-50	4	14	524	30	18	Ejemplo
70	e	B	GA	832	71	19	322	-44	3	12	492	10	16	Ejemplo
71	n	F	GA	825	49	22	249	-84	4	20	501	-30	17	Ejemplo
72	w	I	GA	888	54	27	328	-49	5	10	507	-17	18	Ejemplo
73	x	J	GA	868	53	17	332	-46	5	19	531	28	14	Ejemplo
74	c	A	GI	829	48	55	273	-71	10	25	467	-33	8	Ejemplo
75	r	H	GI	852	80	64	304	-65	11	29	483	-41	6	Ejemplo
76	p	G	GI	802	76	79	281	-51	9	28	542	-42	11	Ejemplo
77	u	I	GI	915	56	49	297	-74	9	18	521	0	11	Ejemplo
78	h	C	GA	837	43	12	278	-81	4	22	483	-8	17	Ejemplo
79	k	E	GA	812	56	25	287	-57	4	19	490	-25	14	Ejemplo
80	s	H	GA	842	51	19	312	-56	3	16	494	-29	16	Ejemplo
81	ad	M	GA	836	52	17	278	-98	6	24	507	16	12	Ejemplo
82	ai	O	GA	847	66	17	263	-70	5	20	501	24	16	Ejemplo

Tabla 12

Ejemplo experimental	Tercer proceso de enfriamiento	Cuarto proceso de enfriamiento	Tasa de partida de transformación de bainita (Bs)	Temperatura de partida de transformación de martensita (Ms)	Posición de baño de revestimiento	Condiciones de aleación		
	Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Ritmo de enfriamiento promedio				Temperatura de aleación (Tg)	Tiempo de mantenimiento	
	Segundos	°C/segundo				°C	Segundos	
60	407	4	60 476	334	Después de recocido	-	-	Ejemplo
61	248	5	516	299	Después de recocido	-	-	Ejemplo
62	201	8	441	321	Después de recocido	-	-	Ejemplo
63	374	8	475	283	Después de recocido	-	-	Ejemplo
64	157	9	498	340	Proceso de recalentamiento	-	-	Ejemplo
65	136	4	486	372	Proceso de recalentamiento	-	-	Ejemplo
66	179	10	513	296	Proceso de recalentamiento	-	-	Ejemplo
67	103	8	559	405	Proceso de recalentamiento	-	-	Ejemplo
68	147	7	606	339	Proceso de recalentamiento	-	-	Ejemplo
69	59	7	494	334	Proceso de recalentamiento	-	10	Ejemplo
70	50	6	482	366	Proceso de recalentamiento	-	10	Ejemplo
71	67	6	531	333	Proceso de recalentamiento	-	10	Ejemplo
72	240	6	524	377	Proceso de recalentamiento	-	10	Ejemplo
73	267	6	503	378	Proceso de recalentamiento	-	10	Ejemplo
74	300	11	500	344	Tercer proceso de enfriamiento	-	-	Ejemplo
75	278	4	524	369	Tercer proceso de enfriamiento	-	-	Ejemplo
76	85	6	584	332	Tercer proceso de enfriamiento	-	-	Ejemplo
77	62	5	521	371	Tercer proceso de enfriamiento	-	-	Ejemplo
78	137	4	491	359	Tercer proceso de enfriamiento	504	7	Ejemplo
79	51	4	515	344	Tercer proceso de enfriamiento	544	7	Ejemplo
80	37	4	523	368	Tercer proceso de enfriamiento	508	7	Ejemplo
81	86	4	491	376	Tercer proceso de enfriamiento	535	7	Ejemplo
82	81	4	477	333	Tercer proceso de enfriamiento	532	7	Ejemplo

Tabla 13

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en frío	Constituyente químico	Tipo de acero	Resultados de observación de microestructuras									
				Fracción de volumen								Grano de cristal promedio	
				F	B	BF	B+BF	TM	M	γ retenido	Otros		
				%	%	%	%	%	%	%	%		
1	a	A	CR	33	18	12	30	27	0	10	0	4,5	Ejemplo
2	b	A	CR	45	19	2	21	32	2	0	0	5,1	Ejemplo
3	c	A	CR	27	21	15	36	22	3	11	1	2,9	Ejemplo
4	d	B	CR	47	3	12	15	33	0	5	0	9,0	Ejemplo
5	e	B	CR	41	9	29	38	15	0	5	1	7,7	Ejemplo
6	f	B	CR	39	19	10	29	22	4	6	0	7,2	Ejemplo
7	g	C	CR	36	23	9	32	25	1	6	0	6,5	Ejemplo
8	h	C	CR	43	32	0	32	22	$\frac{1}{3}$	0	0	8,4	Ejemplo
9	h	C	CR	41	5	2	7	19	30	2	1	4,7	<u>Ejemplo comparativo</u>
10	i	D	CR	14	16	26	42	27	3	14	0	3,8	Ejemplo
11	j	D	CR	20	24	19	43	23	0	14	0	3,3	Ejemplo
12	k	E	CR	40	0	12	12	35	1	10	2	3,3	Ejemplo
13	l	E	CR	41	8	31	39	13	0	7	0	2,6	Ejemplo
14	m	E	CR	43	20	11	31	19	2	5	0	<u>21,7</u>	<u>Ejemplo comparativo</u>
15	n	F	CR	35	22	8	30	31	0	4	0	1,9	Ejemplo
16	o	F	CR	28	0	18	18	41	2	10	1	2,2	Ejemplo
17	o	F	CR	<u>3</u>	18	26	44	44	3	4	2	2,5	<u>Ejemplo comparativo</u>
18	p	G	CR	14	31	5	36	45	1	3	1	1,2	Ejemplo
19	q	G	CR	16	27	16	43	31	1	8	1	8,0	Ejemplo
20	r	H	CR	40	4	19	23	25	0	1	11	5,6	Ejemplo
21	s	H	CR	42	10	24	34	14	3	7	0	4,7	Ejemplo
22	t	H	CR	16	1	33	34	41	0	9	0	2,0	Ejemplo
23	u	I	CR	46	0	24	24	24	6	6	0	8,1	Ejemplo
24	v	I	CR	30	3	18	21	40	0	7	2	8,7	Ejemplo
25	w	I	CR	75	1	5	6	<u>0</u>	18	1	0	6,9	<u>Ejemplo comparativo</u>
26	x	J	CR	32	5	37	42	15	2	9	0	5,5	Ejemplo
27	y	J	CR	35	10	15	25	31	2	5	2	6,2	Ejemplo
28	z	K	CR	40	24	17	41	15	0	4	0	5,6	Ejemplo
29	aa	K	CR	23	22	16	38	26		9	1	3,1	Ejemplo
30	aa	K	CR	44	<u>0</u>	<u>6</u>	6	42	4	4	0	2,9	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 14

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en frío	Constituyente químico	Tipo de acero	Resultados de observación de microestructuras									
				Fracción de volumen								Grano de cristal promedio	
				F	B	BF	B+BF	TM	M	Y retenido	Otros		
				%	%	%	%	%	%	%	%		
31	ab	L	CR	21	21	23	44	24	2	8	1	3,9	Ejemplo
32	ac	L	CR	27	31	4	35	32	0	6	0	4,5	Ejemplo
33	ad	M	CR	47	0	17	17	23	5	7	1	6,1	Ejemplo
34	ae	M	CR	43	5	25	30	19	0	8	0	4,9	Ejemplo
35	af	N	CR	43	20	13	33	17	0	7	0	4,4	Ejemplo
36	ag	N	CR	<u>0</u>	0	8	8	84	3	5	0	1,3	<u>Ejemplo comparativo</u>
37	ah	N	CR	29	5	16	21	42	1	6	1	9,2	Ejemplo
38	ai	O	CR	36	2	19	21	28	0	15	0	5,1	Ejemplo
39	aj	O	CR	35	14	37	51	<u>0</u>	1	13	0	5,8	<u>Ejemplo comparativo</u>
40	ak	O	CR	32	14	25	39	17	4	8	0	2,8	Ejemplo
41	al	P	CR	45	3	21	24	23	3	5	0	4,7	Ejemplo
42	am	P	CR	41	4	15	19	31	1	7	1	5,0	Ejemplo
43	an	Q	CR	28	10	31	41	22	0	9	0	4,7	Ejemplo
44	ao	Q	CR	34	0	18	18	41	0	7	0	6,1	Ejemplo
45	ap	R	CR	19	20	17	37	32	2	10	0	5,5	Ejemplo
46	aq	R	CR	45	15	4	19	35	1	0	0	6,0	Ejemplo
47	ar	S	CR	30	22	18	40	22	0	7	1	3,8	Ejemplo
48	as	S	CR	21	5	15	20	19	38	2	0	1,1	Ejemplo
49	at	S	CR	43	13	13	26	24	2	5	0	5,7	Ejemplo
50	au	T	CR	38	7	22	29	22	0	11	0	3,9	Ejemplo
51	av	T U	CR	29	26	0	26	36	5	4	0	3,5	Ejemplo
52	aw		CR	25	12	10	22	38	3	10	2	7,0	Ejemplo
53	ax	U	CR	17	18	8	26	42	1	14	0	6,6	Ejemplo
54	ay	V	CR	35	6	23	29	17	2	17	0	4,7	Ejemplo
55	az	V	CR	26	14	18	32	28	1	13	0	6,3	Ejemplo
56	ba	<u>W</u>	CR	83	4	8	12	<u>0</u>	0	0	5	8,9	<u>Ejemplo comparativo</u>
57	bb	<u>X</u>	CR	<u>2</u>	<u>45</u>	<u>20</u>	<u>65</u>	23	0	4	6	0,8	<u>Ejemplo comparativo</u>
58	be	<u>Y</u>	CR	35	28	0	28	35	2	0	0	8,4	<u>Ejemplo comparativo</u>
59	bd	<u>Z</u>	CR	<u>65</u>	27	5	32	<u>0</u>	2	1	0	7,6	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 15

Ejemplo experimental	Resultados de medición de dureza						Segregación de Mn			Resultados de medición del material	Calidad	Resultados	
	H2	H98	H98/H2	K*	f (Máx)	f (Min)	Conc. máx.	Conc. mín.	Diferencia entre el valor máximo y valor mínimo	TS	EL	λ	
	Hv	Hv			%	%	% en masa	% en masa	% en masa	MPa	%	%	
1	125	482	3,86	-0,61	17	7	3,12	2,09	1,03	1131	22	49	Ejemplo
2	119	513	4,31	-0,99	19	7	2,75	1,98	0,77	1116	24	66	Ejemplo
3	131	493	3,77	-0,49	22	3	3,12	1,99	1,13	1171	21	46	Ejemplo
4	120	427	3,56	-0,84	17	7	3,01	2,50	0,51	943	24	78	Ejemplo
5	124	408	3,30	-0,88	24	5	3,18	2,01	1,17	973	21	70	Ejemplo
6	117	394	3,37	-0,48	22	6	3,23	2,25	0,98	925	24	53	Ejemplo
7	113	377	3,35	-0,56	19	6	3,52	2,59	0,93	957	23	62	Ejemplo
8	121	409	3,37	-0,63	22	5	3,78	2,33	1,45	1022	22	68	Ejemplo
9	119	421	3,54	<u>-0,30</u>	19	<u>0</u>	3,67	2,39	1,28	1032	22	19	Ejemplo comparativo
10	102	404	3,96	-0,43	18	4	2,45	1,96	0,49	1035	25	55	Ejemplo
11	112	411	3,67	-0,52	19	5	2,40	1,83	0,57	1010	22	67	Ejemplo
12	138	431	3,12	-0,45	22	4	2,77	1,75	1,02	1023	21	50	Ejemplo
13	128	429	3,36	-0,98	19	6	2,99	1,81	1,18	1012	21	88	Ejemplo
14	120	398	3,32	-1,03	23	3	2,83	1,56	1,27	963	23	<u>22</u>	Ejemplo comparativo
15	157	456	2,90	-0,46	16	6	2,05	1,57	0,48	1303	15	42	Ejemplo
16	168	433	2,57	-0,61	21	4	2,16	1,63	0,53	1145	16	54	Ejemplo
17	295	408	<u>1,38</u>	-0,43	19	4	2,07	1,65	0,42	1250	9	44	Ejemplo comparativo
18	131	351	2,68	-0,51	20	5	2,67	2,05	0,62	1140	16	59	Ejemplo
19	117	409	3,50	-0,78	23	4	2,67	2,13	0,54	1236	20	60	Ejemplo
20	148	405	2,74	-1,07	18	5	2,55	1,93	0,62	927	21	89	Ejemplo
21	150	429	2,86	-0,84	26	3	2,38	1,86	0,52	1047	19	65	Ejemplo
22	154	399	2,59	-0,45	20	4	2,99	1,80	1,19	1237	15	45	Ejemplo
23	142	458	3,23	-0,69	21	4	2,25	1,60	0,65	1052	19	73	Ejemplo
24	137	376	2,74	-0,58	19	7	2,31	1,60	0,71	1063	19	59	Ejemplo
25	134	523	3,91	<u>0,11</u>	37	0	2,22	1,67	0,55	920	25	<u>10</u>	Ejemplo comparativo
26	135	435	3,22	-0,68	23	6	3,04	1,92	1,12	1029	20	74	Ejemplo
27	146	439	3,01	-0,76	18	5	2,74	2,15	0,59	1098	19	62	Ejemplo
28	101	427	4,22	-0,85	18	7	3,10	2,47	0,63	1194	22	68	Ejemplo
29	111	391	3,52	-0,73	22	4	3,22	2,52	0,70	1178	19	59	Ejemplo
30	119	417	3,50	-0,22	19	1	3,30	2,57	0,73	1222	19	<u>8</u>	Ejemplo comparativo

Tabla 16

Ejemplo experimental	Resultados de medición de dureza						Segregación de Mn			Resultados de medición de calidad del material			
	H2	H98	H98/H2	K*	f (Máx)	f (Mín)	Conc.máx.	Conc. mín.	Diferencia entre el valor máximo y valor mínimo	TS	EL	λ	
	Hv	Hv			%	%	% de masa	% de masa	% de masa	MPa	%	%	
31	115	402	3,50	-0,84	24	3	3,44	2,75	0,69	1068	22	58	Ejemplo
32	112	377	3,38	-0,66	17	7	3,74	2,37	1,37	1061	20	62	Ejemplo
33	140	434	3,11	-0,97	19	7	2,85	2,06	0,79	948	23	84	Ejemplo
34	148	403	2,72	-0,51	21	5	2,96	2,15	0,81	922	22	66	Ejemplo
35	134	409	3,06	-0,60	19	4	2,47	1,63	0,84	914	23	64	Ejemplo
36	241	330	<u>1,37</u>	<u>0,07</u>	18	4	2,34	1,73	0,61	970	<u>6</u>	58	<u>Ejemplo comparativo</u>
37	116	398	3,42	-0,49	23	4	2,33	1,84	0,49	996	23	60	Ejemplo
38	145	434	2,99	-1,01	21	3	3,06	2,37	0,69	990	22	70	Ejemplo
39	148	341	2,30	0,46	24	5	3,11	2,46	0,65	<u>865</u>	21	59	<u>Ejemplo comparativo</u>
40	165	389	2,35	-0,84	18	6	3,76	2,14	1,62	1114	16	61	Ejemplo
41	143	453	3,16	-0,74	25	3	3,67	2,45	1,22	1038	21	71	Ejemplo
42	140	388	2,78	-1,08	26	5	3,52	2,64	0,88	923	22	80	Ejemplo
43	128	378	2,97	-0,93	19	6	2,45	1,91	0,54	945	23	77	Ejemplo
44	121	387	3,21	-0,80	23	4	2,68	1,80	0,88	1000	21	76	Ejemplo
45	132	333	2,53	-0,71	22	4	1,93	1,16	0,77	1025	20	74	Ejemplo
46	121	371	3,08	-0,78	23	3	1,89	1,38	0,51	1014	19	53	Ejemplo
47	142	347	2,44	-0,64	18	7	2,66	2,13	0,53	953	19	60	Ejemplo
48	159	541	3,40	-0,53	34	3	3,02	2,06	0,96	1359	15	34	Ejemplo
49	143	421	2,94	-0,44	20	4	2,79	2,01	0,78	1021	21	56	Ejemplo
50	169	437	2,58	-0,63	16	7	2,20	1,50	0,70	1047	20	61	Ejemplo
51	158	445	2,81	-0,67	19	6	2,22	1,53	0,69	1338	14	48	Ejemplo
52	141	372	2,64	-1,07	21	4	3,07	1,94	1,13	993	19	70	Ejemplo
53	137	405	2,97	-0,62	17	7	3,52	1,96	1,56	1347	17	49	Ejemplo
54	152	410	2,70	-1,12	20	5	1,92	1,45	0,47	1147	19	69	Ejemplo
55	141	403	2,86	-0,63	20	3	1,98	1,34	0,64	990	21	58	Ejemplo
56	116	142	<u>1,22</u>	<u>0,24</u>	25	5	2,30	2,06	<u>0,24</u>	<u>414</u>	35	80	
57	339	454	<u>1,34</u>	<u>-0,30</u>	22	0	2,47	1,38	1,09	1409	7	26	<u>Ejemplo comparativo</u>
58	86	245	2,85	-0,59	19	6	2,72	1,82	0,90	<u>795</u>	22	55	<u>Ejemplo comparativo</u>
59	143	203	<u>1,42</u>	<u>-0,35</u>	32	3	0,66	0,48	<u>0,18</u>	<u>723</u>	24	41	<u>Ejemplo comparativo</u>

Tabla 17

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en frío	Constituyente químico	Tipo de acero	Resultados de observación de microestructuras									
				Fracción en volumen								Grano de cristal promedio	
				F	B	BF	B+BF	TM	M	Y retenido	Otros		
				%	%	%	%	%	%	%	%		
60	g	C	EG	39	21	14	35	19	0	7	0	6,0	Ejemplo
61	z	K	EG	35	20	22	42	18	0	4	1	6,0	Ejemplo
62	ab	L	EG	23	22	20	42	23	0	12	0	4,5	Ejemplo
63	av	V	EG	33	7	22	29	20	2	15	1	4,8	Ejemplo
64	a	A	GI	38	22	10	32	20	1	8	1	4,5	Ejemplo
65	d	B	GI	43	8	11	19	30	0	7	1	8,4	Ejemplo
66	i	D	GI	20	10	30	40	30	0	10	0	4,5	Ejemplo
67	ag	N	GI	43	20	13	33	17	0	6	1	6,1	Ejemplo
68	al	P	GI	38	10	19	29	26	1	6	0	5,7	Ejemplo
69	b	A	GA	45	10	16	26	27	0	2	0	6,2	Ejemplo
70	e	B	GA	47	15	20	35	13	0	5	0	5,9	Ejemplo
71	n	F	GA	38	11	15	26	28	2	6	0	3,9	Ejemplo
72	w	J	GA	40	8	20	28	26	0	6	0	7,1	Ejemplo
73	x	I	GA	29	15	28	43	21	0	7	0	5,0	Ejemplo
74	c	A	GI	32	19	6	25	29	0	13	1	4,3	Ejemplo
75	r	H	GI	37	0	19	19	33	1	10	0	7,2	Ejemplo
76	p	G	GI	19	18	19	37	35	0	9	0	8,6	Ejemplo
77	u	I	GI	45	0	28	28	22	0	5	0	7,4	Ejemplo
78	h	C	GA	39	22	12	34	24	3	0	0	9,0	Ejemplo
79	k	E	GA	38	2	21	23	28	0	8	3	5,1	Ejemplo
80	s	H	GA	38	13	20	33	19	1	9	0	6,1	Ejemplo
81	ad	M	GA	41	2	11	13	37	1	8	0	6,7	Ejemplo
82	aj	O	GA	33	18	15	33	19	0	15	0	6,3	Ejemplo

Tabla 18

Ejemplo experimental	Resultados de medición de dureza						Segregación de Mn			Resultados de medición de calidad del material			
	H2	H98	H98/H2	K*	f (Máx)	f (Mín)	Conc. máx.	Conc. mín.	Diferencia entre el valor máximo y valor mínimo	TS	EL	λ	
	HV	Hv			%	%	% de masa	% de masa	% de masa	MPa	%	%	
60	113	403	3,57	-0,63	17	5	3,35	2,42	0,93	940	25	77	Ejemplo
61	111	486	4,37	-0,63	18	6	3,05	2,54	0,51	1184	19	63	Ejemplo
62	95	458	4,82	-0,79	22	3	3,26	2,74	0,52	1070	22	60	Ejemplo
63	131	450	3,44	-0,58	18	6	2,02	1,44	0,58	1139	19	48	Ejemplo
64	132	467	3,54	-0,71	19	4	2,95	1,75	1,20	1101	21	51	Ejemplo
65	106	477	4,50	-0,71	18	5	2,97	2,53	0,44	923	28	76	Ejemplo
66	126	393	3,12	-0,82	17	6	2,37	1,91	0,46	1005	21	78	Ejemplo
67	115	467	4,06	-0,44	18	3	2,40	1,76	0,64	960	22	55	Ejemplo
68	135	448	3,32	-0,60	19	4	3,97	2,55	1,42	1027	19	74	Ejemplo
69	109	497	4,56	-0,68	21	3	2,88	1,87	1,01	1113	24	66	Ejemplo
70	141	466	3,31	-0,91	19	7	3,38	2,33	1,05	961	21	72	Ejemplo
71	142	448	3,15	-0,47	18	4	2,12	1,64	0,48	1261	16	36	Ejemplo
72	143	606	4,23	-0,72	20	3	2,30	1,77	0,53	937	23	85	Ejemplo
73	120	496	4,14	-0,98	18	6	3,18	2,19	0,99	1024	24	74	Ejemplo
74	131	487	3,71	-0,97	17	5	3,59	1,96	1,63	1208	20	60	Ejemplo
75	147	479	3,26	-0,45	20	3	2,50	1,90	0,60	909	23	60	Ejemplo
76	122	458	3,75	-1,03	19	5	2,68	2,24	0,44	1237	18	69	Ejemplo
77	129	506	3,92	-0,93	16	7	2,13	1,76	0,37	1042	20	84	Ejemplo
78	121	442	3,65	-0,65	19	3	4,05	2,23	1,82	1039	20	62	Ejemplo
79	118	487	4,13	-0,68	18	6	2,69	1,62	1,07	1003	23	81	Ejemplo
80	138	499	3,61	-0,74	21	3	2,39	1,92	0,47	1048	20	63	Ejemplo
81	143	515	3,60	-0,80	17	5	3,11	2,25	0,86	941	23	70	Ejemplo
82	129	462	3,58	-0,71	20	6	3,17	2,35	0,82	929	22	81	Ejemplo

Tabla 19

Ejemplo experimental	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	
	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	
AA	0,112	0,78	1,99	0,028	0,0022	0,054	0,0022	0,0020	Ejemplo
AB	0,193	1,26	2,52	0,015	0,0036	0,012	0,0025	0,0037	Ejemplo
AC	0,087	1,06	2,60	0,003	0,0033	0,050	0,0041	0,0014	Ejemplo
AD	0,144	1,75	1,93	0,018	0,0038	0,015	0,0054	0,0023	Ejemplo
AE	0,205	0,99	2,28	0,014	0,0021	0,114	0,0044	0,0018	Ejemplo
AF	0,235	0,75	1,75	0,014	0,0005	0,023	0,0007	0,0031	Ejemplo
AG	0,310	0,57	1,94	0,006	0,0035	0,341	0,0055	0,0021	Ejemplo
AH	0,187	1,39	2,34	0,023	0,0015	0,050	0,0045	0,0016	Ejemplo
AI	0,159	1,73	1,97	0,014	0,0006	0,031	0,0055	0,0025	Ejemplo
AJ	0,098	1,92	2,78	0,009	0,0039	0,056	0,0030	0,0023	Ejemplo
AK	0,237	1,34	1,46	0,015	0,0015	0,045	0,0050	0,0015	Ejemplo
AL	0,172	0,36	2,38	0,009	0,0010	1,054	0,0016	0,0019	Ejemplo
AM	0,130	0,84	2,20	0,010	0,0013	0,012	0,0053	0,0023	Ejemplo
AN	0,275	1,60	1,96	0,013	0,0032	0,025	0,0010	0,0019	Ejemplo
AO	0,193	1,17	1,84	0,021	0,0090	0,021	0,0019	0,0019	Ejemplo
AP	0,257	0,73	1,31	0,011	0,0049	0,050	0,0053	0,0022	Ejemplo
AQ	0,205	0,17	2,58	0,004	0,0002	1,719	0,0044	0,0023	Ejemplo

Tabla 20

Ejemplo experimental	Ti	Nb	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ca	Ce	Mg	REM	
	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	% de masa	
AA													Ejemplo
AB													Ejemplo
AC	0,031												Ejemplo
AD	0,053												Ejemplo
AE		0,028											Ejemplo
AF													Ejemplo
AG							0,14						Ejemplo
AH			0,0041										Ejemplo
AI									0,0022				Ejemplo
AJ				0,32									Ejemplo
AK					0,93								Ejemplo
AL						0,23							Ejemplo
AM													Ejemplo
AN													Ejemplo
AO													Ejemplo
AP	0,009				1,23	0,12							Ejemplo
AQ										0,0027			Ejemplo

Tabla 21

Ejemplo experimental	Constituyente químico	Temperatura de calentamiento de la palanquilla	Punto de Transformación de A _{T3}	Temperatura de laminado final	Ritmo de enfriamiento después del laminado	Temperatura de bobinado	Lado izquierdo de la Ecuación (1)	Ritmo de enfriamiento después del bobinado	Fracción de volumen de austenita	Bs	Reducción de laminado	Espesor de la lámina laminada en frío	
		°C	°C	°C	°C/s	°C		°C/h	% en vol.	°C	%	mm	
ca	AA	1245	707	941	23	627	11,7	13	71	570	50	1,4	Ejemplo
cb	AA	1250	707	931	33	684	50,3	12	81	576	50	1,4	Ejemplo
cc	AA	1205	707	892	6	654	19,3	14	23	475	50	1,4	<u>Ejemplo comparativo</u>
cd	AA	1210	707	901	36	607	7,1	13	80	575	50	1,4	Ejemplo
ce	AB	1225	648	882	26	617	10,3	11	84	481	60	1,2	Ejemplo
cf	AB	1185	648	940	37	636	15,2	13	85	482	60	1,2	Ejemplo
cg	AB	1230	648	894	36	466	0,1	10	70	467	60	1,2	<u>Ejemplo comparativo</u>
ch	AB	1185	648	896	27	628	14,0	11	86	482	60	1,2	Ejemplo
ci	AC	1180	669	927	35	684	41,1	14	92	523	50	1,2	Ejemplo
cj	AC	1250	669	943	29	645	18,6	13	84	520	50	1,2	Ejemplo
ck	AC	1240	669	883	36	615	4,1	28	78	518	50	1,2	Ejemplo comparativo
cl	AC	1205	669	876	31	641	17,0	13	79	518	50	1,2	Ejemplo
cm	AD	1205	734	914	37	620	14,2	9	81	531	60	1,0	Ejemplo
cn	AD	1195	734	903	48	718	74,0	15	82	532	60	1,0	Ejemplo
co	AE	1235	657	892	27	673	39,4	11	92	522	50	2,0	Ejemplo
cp	AE	1235	657	971	39	644	25,2	10	100	527	50	2,0	Ejemplo
cq	AF	1250	688	917	31	614	9,7	12	76	547	60	1,2	Ejemplo
cr	AF	1215	688	900	35	620	10,7	13	90	561	60	1,2	Ejemplo
cs	AF	1185	688	925	32	644	26,9	8	80	551	60	1,2	Ejemplo
ct	AF	1205	688	920	3	637	14,8	14	11	17	60	1,2	<u>Ejemplo comparativo</u>
cu	AG	1235	634	890	37	653	29,0	10	84	541	50	1,6	Ejemplo
cv	AG	1215	634	926	49	614	14,1	8	87	545	50	1,6	Ejemplo
cw	AH	1250	671	920	28	660	32,0	10	100	507	45	1,1	Ejemplo
cx	AH	1250	671	937	29	638	25,2	8	92	502	45	1,1	Ejemplo
cy	AI	1225	725	919	48	674	42,6	11	82	525	50	1,6	Ejemplo
cz	AI	1235	725	898	51	640	13,8	15	81	524	50	1,6	Ejemplo

Tabla 22

Ejemplo experimental	Constituyente químico	Temperatura de calentamiento de la palanquilla	Punto de Transformación de Ar ₃	Temperatura de laminado final	Ritmo de enfriamiento después del laminado	Temperatura de bobinado	Lado izquierdo de la Ecuación (1)	Ritmo de enfriamiento después del bobinado	Fracción de volumen de austenita	B _s	Reducción de laminado	Espesor de la lámina laminada en frío	
		°C	°C	°C	°C/s	°C		°C/h	% vol.	°C	%	mm	
da	AJ	1190	662	898	24	642	17,1	12	100	453	38	1,6	Ejemplo
db	AJ	1200	662	966	26	653	21,3	14	89	450	50	1,2	Ejemplo
dc	AK	1240	691	949	46	618	16,0	8	94	523	50	1,2	Ejemplo
dd	AK	1245	691	910	53	605	5,9	15	86	516	38	1,6	Ejemplo
de	AL	1225	627	890	51	667	44,1	9	85	608	50	1,2	Ejemplo
df	AL	1215	627	922	45	620	8,6	15	79	603	50	1,2	Ejemplo
dg	AM	1205	684	897	40	679	38,7	14	91	550	43	1,2	Ejemplo
dh	AM	1230	684	943	40	703	78,6	11	80	545	43	1,2	Ejemplo
di	AM	1245	684	919	42	677	46,3	10	88	549	43	1,2	Ejemplo
dj	AN	1245	684	885	29	670	29,3	14	80	486	50	1,2	Ejemplo
dk	AN	1200	684	914	35	615	12,8	9	83	490	50	1,2	Ejemplo
dl	AN	1240	684	924	33	672	47,0	10	87	494	50	1,2	Ejemplo
dm	AO	1215	708	886,	25	664	29,4	13	83	545	43	1,2	Ejemplo
dn	AO	1250	708	928	32	734	81,8	19	100	557	43	1,2	Ejemplo
do	AO	1230	708	935	42	685	58,4	10	92	552	43	1,2	Ejemplo
dp	AP	1220	659	892	32	630	16,5	10	83	527	50	1,6	Ejemplo
dq	AP	1245	659	902	36	648	26,9	9	90	534	50	1,6	Ejemplo
dr	AQ	1240	599	911	25	635	17,3	11	75	623	50	1,6	Ejemplo
ds	AQ	1235	599	927	36	604	6,1	14	67	613	50	1,6	Ejemplo

Tabla 23

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en frío	Constituyente químico	Tipo de acero	Temperatura de calentamiento máxima (T1)	Primer proceso de enfriamiento	Segundo proceso de enfriamiento			
					Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita	Ritmo de enfriamiento promedio en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Temperatura de detención de enfriamiento (T2)	Temperatura de detención de enfriamiento - Ms	
				°C	segundos	°C/segundo	°C	°C	
83	ca	AA	CR	786	27	118	355	-45	Ejemplo
84	cb	AA	CR	793	61	46	332	49	Ejemplo
85	cc	AA	CR	787	33	79	286	-104	<u>Ejemplo comparativo</u>
86	cd	AA	CR	795	30	57	385	-5	<u>Ejemplo comparativo</u>
87	ce	AB	CR	816	64	19	231	-58	Ejemplo
88	cf	AB	CR	790	102	56	209	-44	Ejemplo
89	cg	AB	CR	823	67	59	263	-32	<u>Ejemplo comparativo</u>
90	ch	AB	CR	782	35	50	273	-45	<u>Ejemplo comparativo</u>
91	ci	AC	CR	778	46	34	351	-33	Ejemplo
92	cj	AC	CR	840	72	61	360	-23	Ejemplo
93	ck	AC	CR	845	82	60	267	-56	<u>Ejemplo comparativo</u>
94	cl	AC	CR	801	40	59	344	-35	<u>Ejemplo comparativo</u>
95	cm	AD	CR	776	93	52	310	-38	Ejemplo
96	cn	AD	CR	784	47	37	307	-54	Ejemplo
97	co	AE	CR	854	156	67	253	-43	Ejemplo
98	cp	AE	CR	800	79	33	230	-72	Ejemplo
99	cq	AF	CR	827	79	53	294	-33	Ejemplo
100	cr	AF	CR	778	80	28	214	-66	Ejemplo
101	cs	AF	CR	800	61	58	248	-45	<u>Ejemplo comparativo</u>
102	ct	AF	CR	858	54	58	302	-26	<u>Ejemplo comparativo</u>
103	cu	AG	CR	774	58	38	130	-30	Ejemplo
104	cv	AG	CR	819	41	50	264	-35	Ejemplo

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en frío	Constituyente químico	Tipo de acero	Temperatura de calentamiento máxima (T ₁)	Primer proceso de enfriamiento	Segundo proceso de enfriamiento			
					Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita	Ritmo de enfriamiento promedio en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Temperatura de detención de enfriamiento (T ₂)	Temperatura de detención de enfriamiento - Ms	
				°C	segundos	°C/segundo	°C	°C	
105	cw	AH	CR	834	85	82	277	-41	Ejemplo
106	cx	AH	CR	800	203	65	239	-51	Ejemplo
107	cy	AI	CR	818	75	53	302	-49	Ejemplo
108	cz	AI	CR	877	61	52	300	-47	Ejemplo
109	da	AJ	CR	852	349	23	279	-70	Ejemplo
110	db	AJ	CR	783	159	60	300	-46	Ejemplo
111	dc	AK	CR	762	84	18	229	-46	Ejemplo
112	dd	AK	CR	791	107	66	292	-21	Ejemplo
113	de	AL	CR	905	95	75	340	-24	Ejemplo
114	df	AL	CR	869	41	31	328	-35	Ejemplo
115	dg	AM	CR	783	129	106	278	-73	Ejemplo
116	dh	AM	CR	840	186	62	299	-39	Ejemplo
117	di	AM	CR	<u>1052</u>	47	37	343	-47	<u>Ejemplo comparativo</u>
118	dj	AN	CR	814	67	57	231	-39	Ejemplo
119	dk	AN	CR	796	30	69	234	-53	Ejemplo
120	dl	AN	CR	<u>703</u>	35	24	<u>340</u>	<u>484</u>	<u>Ejemplo comparativo</u>
121	dm	AO	CR	800	26	57	315	-37	<u>Ejemplo</u>
122	dn	AO	CR	855	66	46	311	-45	Ejemplo
123	do	AO	CR	830	130	28	<u>380</u>	<u>93</u>	<u>Ejemplo comparativo</u>
124	dp	AP	CR	803	46	33	257	-31	Ejemplo
125	dq	AP	CR	821	86	64	253	-27	Ejemplo
126	dr	AQ	CR	785	115	33	277	-59	Ejemplo
127	ds	AQ	CR	851	264	56	249	-54	Ejemplo

Tabla 24

Ejemplo experimental	Proceso de mantenimiento	Proceso de recalentamiento				
	Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de martensita	Tasa promedio de aumento de temperatura en el intervalo de transformación de bainita	Temperatura de detención de recalentamiento (T3)	Temperatura de detención de recalentamiento -Bs	Tiempo de mantenimiento total en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	
	Segundos	°C/segundo	°C	°C	Segundos	
83	16	25	544	-35	7	Ejemplo
84	33	21	511	-56	13	Ejemplo
85	15	31	537	-37	8	<u>Ejemplo comparativo</u>
86	<u>1</u>	31	532	-40	9	<u>Ejemplo comparativo</u>
87	16	25	425	-30	15	Ejemplo
88	28	55	478	28	7	Ejemplo
89	31	20	448	-19	12	<u>Ejemplo comparativo</u>
90	19	15	<u>349</u>	<u>-129</u>	14	<u>Ejemplo comparativo</u>
91	24	43	493	-26	7	Ejemplo
92	25	21	528	10	9	Ejemplo
93	16	37	459	-23	7	<u>Ejemplo comparativo</u>
94	23	3	467	-50	<u>43</u>	<u>Ejemplo comparativo</u>
95	22	29	493	-27	9	Ejemplo
96	26	32	482	-48	10	Ejemplo
97	20	18	504	10	14	Ejemplo
98	63	26	451	-50	14	Ejemplo
99	27	23	534	-11	14	Ejemplo
100	11	18	514	-5	22	Ejemplo
101	<u>2031</u>	24	491	-24	13	<u>Ejemplo comparativo</u>
102	26	25	493	-59	13	<u>Ejemplo comparativo</u>
103	34	17	457	-17	27	Ejemplo

Ejemplo experimental	Proceso de mantenimiento	Proceso de recalentamiento				
	Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de martensita	Tasa promedio de aumento de temperatura en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Temperatura de detención de recalentamiento (T3)	Temperatura de detención de recalentamiento -Bs	Tiempo de mantenimiento total en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	
	Segundos	°C/segundo	°C	°C	Segundos	
104	42	77	470	-72	8	Ejemplo
105	29	25	488	2	9	Ejemplo
106	30	45	418	-52	7	Ejemplo
107	21	30	509	-14	9	Ejemplo
108	8	37	526	6	8	Ejemplo
109	52	36	378	-67	7	Ejemplo
110	24	19	442	0	7	Ejemplo
111	21	31	419	-67	18	Ejemplo
112	21	29	476	-32	10	Ejemplo
113	29	24	573	-24	13	Ejemplo
114	24	18	509	-89	20	Ejemplo
115	41	50	540	18	5	Ejemplo
116	26	39	482	-49	8	Ejemplo
117	19	14	572	18	16	<u>Ejemplo comparativo</u>
118	76	41	437	-38	9	Ejemplo
119	34	29	498	8	10	Ejemplo
120	0	32	471	193	0	<u>Ejemplo comparativo</u>
121	23	14	500	-47	17	Ejemplo
122	8	46	520	-28	8	Ejemplo
123	0	30	478	-28	39	<u>Ejemplo comparativo</u>
124	31	26	487	-30	16	Ejemplo
125	23	30	465	-41	11	Ejemplo
126	21	41	544	-71	15	Ejemplo
127	9	20	533	-51	19	Ejemplo

Tabla 25

Ejemplo experimental	Tercer proceso de enfriamiento	Cuarto proceso de enfriamiento	Temperatura de partida de transformación de bainita (Bs)	Temperatura de partida de transformación de martensita (Ms)	
	Tiempo de mantenimiento en la transformación de bainita	Ritmo de enfriamiento promedio			
	Segundo	°C/segundo			
83	135	3	579	400	Ejemplo
84	149	9	567	381	Ejemplo
85	236	4	574	390	<u>Ejemplo comparativo</u>
86	130	11	572	390	<u>Ejemplo comparativo</u>
87	461	9	455	289	Ejemplo
88	524	8	450	253	Ejemplo
89	411	12	467	295	<u>Ejemplo comparativo</u>
90	590	4	478	318	<u>Ejemplo comparativo</u>
91	403	7	519	384	Ejemplo
92	65	5	518	383	Ejemplo
93	577	13	482	323	<u>Ejemplo comparativo</u>
94	558	6	517	379	<u>Ejemplo comparativo</u>
95	193	6	520	348	Ejemplo
96	232	4	530	361	Ejemplo
97	130	11	494	296	Ejemplo
98	218	12	501	302	Ejemplo
99	173	4	545	327	Ejemplo
100	295	5	519	280	Ejemplo
101	156	13	515	293	<u>Ejemplo comparativo</u>
102	146	12	551	328	<u>Ejemplo comparativo</u>
103	218	6	474	160	Ejemplo
104	275	9	542	299	Ejemplo

Ejemplo experimental	Tercer proceso de enfriamiento	Cuarto proceso de enfriamiento	Temperatura de partida de transformación de bainita (Bs)	Temperatura de partida de transformación de martensita (Ms)	
	Tiempo de mantenimiento en la transformación de bainita	Ritmo de enfriamiento promedio			
	Segundo	°C/segundo			
105	50	6	486	318	Ejemplo
106	171	9	470	290	Ejemplo
107	463	11	523	351	Ejemplo
108	484	4	520	347	Ejemplo
109	606	8	445	349	Ejemplo
110	535	7	442	346	Ejemplo
111	233	13	486	275	Ejemplo
112	264	13	508	313	Ejemplo
113	115	3	597	364	Ejemplo
114	241	8	598	363	Ejemplo
115	236	12	522	351	Ejemplo
116	92	7	531	338	Ejemplo
117	163	11	554	390	<u>Ejemplo comparativo</u>
118	136	8	475	270	Ejemplo
119	152	10	490	287	<u>Ejemplo comparativo</u>
120	163	-	<u>278</u>	<u>-144</u>	Ejemplo
121	164	9	547	352	Ejemplo
122	75	6	548	356	Ejemplo
123	244	3	506	287	<u>Ejemplo comparativo</u>
124	399	6	517	288	Ejemplo
125	382	11	506	280	Ejemplo
126	276	5	615	336	Ejemplo
127	205	9	584	303	Ejemplo

Tabla 26

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en frío	Constituyente químico	Tipo de acero	Resultados de observación de microestructuras									
				Fracción de volumen								Grano de cristal promedio	
				F	B	BF	B+BF	TM	M	γ retenido	Otros		
				%	%	%	%	%	%	%	%		
83	ca	AA	CR	12	19	24	43	40	0	3	2	3,5	Ejemplo
84	cb	AA	CR	31	26	14	40	27	0	2	0	5,5	Ejemplo
85	cc	AA	CR	23	18	2	20	56	1	0	0	4,8	<u>Ejemplo comparativo</u>
86	cd	AA	CR	26	32	34	66	4	0	4	0	5,1	<u>Ejemplo comparativo</u>
87	ce	AB	CR	36	10	13	23	30	3	7	1	4,9	Ejemplo
88	cf	AB	CR	45	24	8	32	19	0	3	1	6,1	Ejemplo
89	cg	AB	CR	33	27	5	32	19	13	3	0	4,8	<u>Ejemplo comparativo</u>
90	ch	AB	CR	21	28	8	36	34	3	5	1	3,4	<u>Ejemplo comparativo</u>
91	ci	AC	CR	19	13	31	44	28	2	4	3	4,2	Ejemplo
92	cj	AC	CR	25	37	6	43	31	0	0	1	5,1	Ejemplo
93	ck	AC	CR	68	7	8	15	15	0	1	1	7,1	<u>Ejemplo comparativo</u>
94	cl	AC	CR	27	35	2	37	33	3	0	0	5,7	<u>Ejemplo comparativo</u>
95	cm	AD	CR	31	33	0	33	32	2	0	2	4,2	Ejemplo
96	cn	AD	CR	22	27	13	40	34	0	3	1	4,0	Ejemplo
97	co	AE	CR	38	17	10	27	30	0	5	0	7,1	Ejemplo
98	cp	AE	CR	32	26	2	28	40	0	0	0	7,2	Ejemplo
99	cq	AF	CR	26	36	8	44	23	3	4	0	3,7	Ejemplo
100	cr	AF	CR	42	4	9	13	33	0	11	1	8,0	Ejemplo
101	cs	AF	CR	40	0	0	0	27	0	0	33	5,3	<u>Ejemplo comparativo</u>
102	ct	AF	CR	12	33	36	69	17	1	2	0	3,1	<u>Ejemplo comparativo</u>
103	cu	AG	CR	48	0	25	25	13	0	14	0	6,0	Ejemplo
104	cv	AG	CR	16	11	33	44	20	2	17	1	4,4	Ejemplo
105	cw	AH	CR	27	11	12	23	43	1	6	0	6,3	Ejemplo

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en frío	Constituyente químico	Tipo de acero	Resultados de observación de microestructuras									
				Fracción de volumen								Grano de cristal promedio	
				F	B	BF	B+BF	TM	M	γ retenido	Otros		
				%	%	%	%	%	%	%	%		
106	cx	AH	CR	41	7	13	20	31	0	7	1	6,5	Ejemplo
107	cy	AI	CR	22	34	9	43	29	1	3	2	4,7	Ejemplo
108	cz	AI	CR	23	11	25	36	33	1	6	1	6,7	Ejemplo
109	da	AJ	CR	23	22	7	29	47	0	1	0	5,6	Ejemplo
110	db	AJ	CR	26	17	21	38	31	0	4	1	6,4	Ejemplo
111	dc	AK	CR	37	10	23	33	19	0	11	0	7,0	Ejemplo
112	dd	AK	CR	21	2	41	43	18	3	15	0	7,5	Ejemplo
113	de	AL	CR	25	42	0	42	30	0	2	1	5,4	Ejemplo
114	df	AL	CR	26	8	33	41	24	1	8	0	4,8	Ejemplo
115	dg	AM	CR	43	19	0	19	38	0	0	0	6,7	Ejemplo
116	dh	AM	CR	42	7	28	35	17	0	5	1	7,5	Ejemplo
117	di	AM	CR	1	26	18	44	45	4	4	2	1,3	<u>Ejemplo comparativo</u>
118	dj	AN	CR	28	30	0	30	37	0	2	3	5,5	Ejemplo
119	dk	AN	CR	18	35	3	38	43	0	0	1	3,2	Ejemplo
120	dl	AN	CR	78	0	0	0	0	3	3	16	16,9	<u>Ejemplo comparativo</u>
121	dm	AO	CR	15	0	44	44	29	3	8	1	6,7	Ejemplo
122	dn	AO	CR	12	9	33	42	37	0	9	0	4,4	Ejemplo
123	do	AO	CR	45	27	16	43	2	3	5	2	9,8	<u>Ejemplo comparativo</u>
124	dp	AP	CR	28	12	30	42	19	1	9	1	4,4	Ejemplo
125	dq	AP	CR	32	5	36	41	15	0	11	1	6,8	Ejemplo
126	dr	AQ	CR	32	27	8	35	33	0	0	0	5,9	Ejemplo
127	ds	AQ	CR	45	5	16	21	23	1	10	0	6,1	Ejemplo

Tabla 27

Ejemplo experimental	Resultados de medición de dureza						Segregación de Mn			Resultados de medición de calidad del material			
	H2	H98	H98/H2	K*	f (Máx)	f (Mín)	Conc. máx	Conc. mín	Diferencia entre el valor máximo y valor mínimo	TS	EL	λ	
	Hv	Hv			%	%	% de masa	% de masa	% de masa	MPa	%	%	
83	121	513	4,23	-0,89	18	7	2,42	1,53	0,89	952	23	67	Ejemplo
84	120	541	4,51	-0,60	21	3	2,49	1,46	1,03	1080	23	61	Ejemplo
85	117	524	4,50	<u>-0,05</u>	33	1	2,10	1,89	<u>0,21</u>	1144	11	23	<u>Ejemplo comparativo</u>
86	123	542	4,39	<u>-0,21</u>	28	<u>0</u>	2,40	1,77	0,63	944	16	17	<u>Ejemplo comparativo</u>
87	137	534	3,91	-0,57	16	5	3,18	2,16	1,02	1527	13	35	Ejemplo
88	128	459	3,58	-0,44	19	4	3,00	2,12	0,88	1349	15	48	Ejemplo
89	125	602	4,81	<u>-0,34</u>	23	3	2,71	2,44	<u>0,27</u>	1427	13	22	<u>Ejemplo comparativo</u>
90	131	566	4,34	<u>-0,30</u>	17	<u>0</u>	3,15	2,04	1,11	1260	18	28	Ejemplo
91	121	584	4,82	-0,91	17 21	7	3,24	1,88	1,36	1090	22	65	Ejemplo
92	136	372	2,74	-0,78	21	3	3,16	1,95	1,21	1085	16	66	Ejemplo
93	121	430	3,55	<u>0,13</u>	35	<u>0</u>	2,74	2,51	<u>0,23</u>	917	22	15	<u>Ejemplo comparativo</u>
94	121	581	4,79	<u>-0,26</u>	19	0	3,09	2,25	0,84	1027	22	25	<u>Ejemplo comparativo</u>
95	132	680	5,15	-0,56	18	5	2,52	1,60	0,92	1066	26	65	Ejemplo
96	139	721	5,20	-0,64	19	4	2,97	1,48	1,49	1091	24	57	Ejemplo
97	123	646	5,25	-0,58	23	5	3,27	1,59	1,68	1129	22	63	Ejemplo
98	129	484	3,76	-0,68	18	8	3,05	1,94	1,11	1403	15	52	Ejemplo
99	124	613	4,94	-0,72	20	4	2,03	1,49	0,54	1124	21	47	Ejemplo
100	111	438	3,94	-0,46	18	7	2,20	1,43	0,77	1376	16	37	Ejemplo

Tabla 28

Ejemplo experimental	Resultados de medición de dureza						Segregación de Mn			Resultados de medición de calidad del material			
	H2	H98	H98/H2	K*	f (Máx)	f (Mín)	Conc. máx	Conc. mín	Diferencia entre el valor máximo y valor mínimo	TS	EL	λ	
	Hv	Hv			%	%	% de masa	% de masa	% de masa	MPa	%	%	
101	112	456	4,06	<u>-0,14</u>	27	<u>0</u>	2,37	1,51	0,86	1228	18	17	<u>Ejemplo comparativo</u>
102	121	510	4,21	<u>-0,29</u>	30	1	1,86	1,68	<u>0,18</u>	1306	<u>9</u>	<u>22</u>	<u>Ejemplo comparativo</u>
103	108	476	4,40	-0,44	23	4	2,69	1,31	1,38	1398	18	44	Ejemplo
104	114	465	4,08	-0,57	18	7	2,58	1,56	1,02	1532	15	42	Ejemplo
105	136	518	3,82	-0,65	16	5	2,98	1,76	1,22	1081	20	53	Ejemplo
106	131	655	5,00	-0,58	22	2	3,05	1,93	1,12	1135	23	48	Ejemplo
107	139	569	4,11	-0,86	18	7	2,83	1,41	1,42	1098	20	77	Ejemplo
108	140	725	5,17	-0,79	20	6	2,53	1,60	0,93	1404	18	48	Ejemplo
109	153	572	3,74	-0,63	18	7	3,65	2,36	1,29	1131	16	51	Ejemplo
110	153	773	5,04	-0,95	19	6	3,49	2,38	1,11	1250	21	64	Ejemplo
111	129	661	5,11	-0,45	21	2	1,90	1,23	0,67	1332	22	44	Ejemplo
112	130	491	3,77	-0,66	21	3	1,71	1,15	0,56	1450	15	35	Ejemplo
113	106	465	4,37	-0,59	17	4	3,50	1,80	1,70	1280	18	48	Ejemplo
114	112	515	4,59	-0,84	17	7	2,92	2,15	0,77	1237	19	59	Ejemplo
115	120	624	5,19	-0,45	22	5	2,84	1,69	1,15	1194	22	55	Ejemplo
116	115	422	3,66	-0,50	18	4	2,74	1,51	1,23	1011	20	55	Ejemplo
117	304	419	<u>1,38</u>	<u>-0,32</u>	23	3	2,86	1,76	1,10	1056	11	26	<u>Ejemplo comparativo</u>
118	138	648	4,68	-0,61	20	3	2,44	1,43	1,01	1319	18	43	Ejemplo
119	136	491	3,61	-1,01	21	6	2,58	1,71	0,87	1455	14	49	<u>Ejemplo comparativo</u>
120	129	615	4,77	<u>0,21</u>	32	<u>0</u>	2,50	1,65	0,85	<u>733</u>	13	16	<u>Ejemplo</u>
121	126	507	4,03	-0,46	23	2	2,59	1,39	1,20	1113	19	44	Ejemplo
122	125	459	3,66	-0,58	18	8	2,50	1,21	1,29	1311	15	52	Ejemplo
123	127	522	4,11	<u>-0,24</u>	29	0	2,36	1,33	1,03	1005	18	31	<u>Ejemplo comparativo</u>
124	109	408	3,74	-0,62	19	8	1,78	1,11	0,67	1129	18	65	Ejemplo
125	112	552	4,95	-0,72	17	7	1,73	1,12	0,61	1380	18	57	Ejemplo
126	89	375	4,20	-0,57	18	6	3,29	2,13	1,16	1278	16	46	Ejemplo
127	95	517	5,42	-0,49	24	1	2,83	2,27	0,56	1351	20	36	Ejemplo

Tabla 29

Ejemplo experimental	Constituyente químico	Temperatura de calentamiento de la palanquilla	Punto de transformación de A_{r3}	Temperatura de laminado final	Ritmo de enfriamiento después del laminado	Temperatura de bobinado	Lado izquierdo de la Ecuación (I)	Ritmo de enfriamiento después del bobinado	Fracción de volumen de austenita	Bs	Reducción de laminado	Espesor de la lamina laminada en frío	
		°C	°C	°C	°C/s	°C		°C/h	% vol.	°C	%	mm	
dt	AA	1205	707	903	35	642	22,6	15	81	576	0	3,0	Ejemplo
du	AA	1200	707	918	30	635	19,7	12	83	574	0	3,0	Ejemplo
dv	AA	1220	707	897	31	628	20,4	13	88	572	0	3,0	Ejemplo
dw	AB	1210	648	915	29	626	18,9	13	85	482	0	2,3	Ejemplo
dx	AB	1215	648	907	36	618	15,9	14	86	483	0	2,3	Ejemplo
dv	AC	1230	669	926	29	623	17,9	13	77	518	0	4,0	Ejemplo
dz	AC	1235	669	890	31	646	28,2	15	86	521	0	4,0	Ejemplo

Tabla 30

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en caliente	Constituyente químico	Tipo de acero	Temperatura de calentamiento máxima (T1)		Primer proceso de enfriamiento	Segundo proceso de enfriamiento			Proceso de mantenimiento	Proceso de recalentamiento				
				Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita	Ritmo de enfriamiento promedio en el intervalo de temperatura de transformación de bainita										
						Tasa promedio de aumento de temperatura en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Temperatura de detención de recalentamiento (T3)	Temperatura de detención de recalentamiento -Bs	Tiempo de mantenimiento total en el intervalo de temperatura de transformación de bainita						
°C	(s)	°C/s	°C	°C	(s)	°C/s	°C	°C	(s)						
128	dt	AA	HR	838	32	58	339	-49	17	49	480	-90	5	Ejemplo	
129	du	AA	HR	843	52	55	343	-29	8	35	498	-65	7	Ejemplo	
130	dv	AA	HR-GA	837	38	44	332	-60	10	37	478	-96	6	Ejemplo	
131	dw	AB	HR	873	49	52	249	-76	14	45	501	24	6	Ejemplo	
132	dx	AB	HR-GA	863	45	48	280	-39	10	40	493	20	7	Ejemplo	
133	dy	AC	HR	840	53	62	344	-28	14	40	499	-12	5	Ejemplo	
134	dz	AC	HR-GI	822	46	50	320	-51	15	25	479	-31	7	Ejemplo	

Tabla 31

Ejemplo experimental	Tercer proceso de enfriamiento	Cuarto proceso de enfriamiento	Tasa de partida de transformación de bainita (Bs)	Temperatura de partida de transformación de martensita (Ms)	Posición de baño de revestimiento	Condiciones de aleación		
	Tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de bainita	Ritmo de enfriamiento promedio				Temperatura de aleación (Tg)	Tiempo de mantenimiento	
	Segundo	°C/s	°C	°C		°C	(s)	
128		12	570	388	-	-	-	Ejemplo
129	330	11	563	372	-	-	-	Ejemplo
130	350	10	574	392	Después del recocido	505	25	Ejemplo
131	252	11	477	325	-	-	-	Ejemplo
132	143	10	473	319	Proceso de recalentamiento	493	21	Ejemplo
133	338	8	511	372	-	-	-	Ejemplo
134	433	11	510	371	Después del recocido	-	-	Ejemplo

Tabla 32

Ejemplo experimental	Lámina de acero laminado en caliente	Constituyente químico	Tipo de acero	Resultados de observación de microestructuras									
				Fracción de volumen								Grano de cristal promedio	
				F	B	BF	B+BF	TM	M	γ retenido	Otros		
%	%	%	%	%	%	%	%	%	μm				
128	dt	AA	HR	27	25	15	40	29	1	3	0	7,5	Ejemplo
129	du	AA	HR	38	13	28	41	16	0	5	0	8,7	Ejemplo
130	dv	AA	HR-GA	20	36	0	36	42	0	2	0	6,4	Ejemplo
131	dw	AB	HR	15	15	22	37	43	0	5	0	6,3	Ejemplo
132	dx	AB	HR-GA	19	37	6	43	33	2	3	0	5,7	Ejemplo
133	dy	AC	HR	33	28	12	40	25	1	0	1	6,3	Ejemplo
134	dz	AC	HR-GI	34	25	13	38	23	0	4	1	5,7	Ejemplo

Tabla 33

Ejemplo experimental	Resultados de medición de dureza						Segregación de Mn			Resultados de medición de calidad del material			
	H2	H98	H98/H2	K*	(Máx)	f (Mín)	Conc. máxima	Conc. mínima	Diferencia entre el valor máximo y valor mínimo	TS	EL	λ	
	Hv	Hv			%	%	% de masa	% de masa	% de masa	MPa	%	%	
128	108	441	4,08	-0,62	13	2	2,39	1,71	0,68	980	19	56	Ejemplo
129	103	442	4,29	-0,57	15	2	2,41	1,79	0,62	924	24	59	Ejemplo
130	105	412	3,92	-0,67	12	3	2,41	1,65	0,76	963	21	52	Ejemplo
131	115	510	4,43	-0,64	17	2	2,97	2,15	0,82	1418	13	34	Ejemplo
132	122	495	4,06	-0,58	13	4	3,00	2,16	0,84	1305	15	39	Ejemplo
133	101	396	3,92	-0,48	15	2	3,06	2,12	0,94	1019	18	44	Ejemplo
134	104	426	4,10	-0,66	15	2	2,98	2,18	0,80	1107	18	45	Ejemplo

Como se muestra en las Tablas 15, 16, 18, 27, 28 y 33, se confirmó que el valor de medición de la dureza de 98% fue 1,5 o más veces más alta que el valor de medición de la dureza de 2%, que la curtosis (K^*) entre el valor de medición de la dureza de 2% y el valor de medición de la dureza de 98% fue de -0,40 o menor, que el tamaño de grano de cristal promedio fue de 10 μm o menor y que la lámina de acero tuvo excelente resistencia a la tensión máxima (TS), ductilidad (EL) y capacidad de estiramiento (λ) en los Ejemplos de la presente invención.

Por otro lado, en los Ejemplos experimentales 9, 14, 17, 25, 30, 36, 39, 56 a 59, 85, 86, 89, 90, 93, 94, 101, 102, 117, 120 y 123 como Ejemplos comparativos de la presente invención, no hubo lámina de acero en donde toda la resistencia a la tensión máxima (TS), la ductilidad (EL) y la capacidad de estiramiento (λ) fueran suficientes como se muestra a continuación. Particularmente, en el Ejemplo experimental 102, el total de las fracciones de volumen de bainita y ferrita bainítica fue de 50% o más, el valor de K^* fue de -0,4 o mayor, es decir, la distribución de dureza fue cerca de la distribución normal y, por lo tanto, la ductilidad fue baja incluso a una relación de dureza de 4,2.

En el Ejemplo experimental 9, el tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de bainita fue corto en el tercer proceso de enfriamiento en la línea de recocido continuo y la transformación de bainita no continuó de manera suficiente. Por esta razón, las relaciones de bainita y ferrita bainítica fueron bajas en el Ejemplo experimental 9, la curtosis (K^*) excedió -0,40, la distribución de dureza no fue plana y tuvo un "valle" y, por lo tanto, la capacidad de estiramiento λ se deterioró.

En el Ejemplo experimental 14, la reducción de laminado en el proceso de laminado en frío estuvo por debajo del límite inferior y el grado de llanura de la lámina de acero se deterioró. Además, debido a que la reducción de laminado era baja, la recristalización no continuó en la línea de recocido continuo, el tamaño de grano de cristal promedio se volvió grueso y, por lo tanto, la capacidad de estiramiento λ se disminuyó.

En el Ejemplo experimental 17, el tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita fue corto en el primer proceso de enfriamiento y la transformación de ferrita no continuó de manera suficiente. Por esta razón, una fracción de ferrita blanda fue baja, H98/H2 estuvo por debajo del límite inferior, la diferencia de dureza entre la parte dura y la parte blanda fue pequeña y la ductilidad EL se deterioró en el Ejemplo experimental 17.

En el Ejemplo experimental 25, dado que el tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita fue largo, la transformación de ferrita continuó de manera excesiva. En el Ejemplo experimental 25, la temperatura de detención de enfriamiento excedió el punto de M_s en el segundo proceso de enfriamiento y la martensita templada no se obtuvo de manera suficiente. Por esta razón, la capacidad de estiramiento λ se disminuyó en el Ejemplo experimental 25.

En el Ejemplo experimental 30, la temperatura de detención de enfriamiento estuvo por debajo del límite inferior en el segundo proceso de enfriamiento y no fue posible hacer que la transformación de bainita continuara en el tercer proceso de enfriamiento. Por esta razón, las relaciones de bainita y ferrita bainítica fueron bajas, la distribución de dureza tuvo un "valle" y, por lo tanto, la capacidad de estiramiento λ se deterioró en el Ejemplo experimental 30.

En el Ejemplo experimental 36, la temperatura de calentamiento máxima excedió el límite superior y la temperatura de detención de enfriamiento en el segundo proceso de enfriamiento estuvo por debajo del límite inferior. Por esta razón, una fracción de martensita templada aumentó, las estructuras blandas tales como ferrita no estuvieron presentes y, por lo tanto, H98/H2 estuvo por debajo del límite inferior, la diferencia de dureza entre la parte dura y la parte blanda fue pequeña y la ductilidad EL se deterioró en el Ejemplo experimental 36.

El Ejemplo experimental 39 fue un ejemplo en el cual la Ritmo de enfriamiento promedio en el intervalo de temperatura de transformación de bainita fue baja en el segundo proceso de enfriamiento y la transformación de bainita continuó de manera excesiva en el proceso. En el Ejemplo experimental 39, la martensita templada no estaba presente y, por lo tanto, la resistencia a la tensión TS fue insuficiente.

Los constituyentes químicos de las láminas de acero en los Ejemplos experimentales 56 a 59 no estaban en el intervalo de definición.

Más específicamente, el contenido de C en el acero W en el Ejemplo experimental 56 estuvo por debajo del límite inferior definido en esta invención. Por esta razón, la relación de la estructura blanda fue alta y la resistencia a la tensión TS fue insuficiente en el Ejemplo experimental 56.

En el Ejemplo experimental 57, el contenido de C en el acero X excedió el límite superior. Por esta razón, la tasa de la estructura blanda fue baja y la ductilidad EL fue insuficiente en el Ejemplo experimental 57.

En el Ejemplo experimental 58, el contenido de Si en el acero Y estuvo por debajo del límite inferior. Por esta razón, la resistencia de la martensita templada fue baja y la resistencia a la tensión TS fue insuficiente en el Ejemplo experimental 58.

En el Ejemplo experimental 59, el contenido de Mn en el acero Z estuvo por debajo del límite inferior. Por esta razón, una propiedad de templado disminuyó significativamente, no fue posible obtener martensita templada y martensita

que tenían estructuras blandas y, por lo tanto, la resistencia a la tensión TS fue insuficiente en el Ejemplo experimental 59.

5 En los Ejemplos experimentales 85 y 102, la Ritmo de enfriamiento de la finalización del laminado en caliente al bobinado estuvo por debajo del límite inferior. Por esta razón, la transformación de fase continuó de manera excesiva antes del bobinado, la mayoría de las partes de austenita en la lámina de acero desaparecieron, la distribución de Mn no continuó y no se obtuvo una microestructura predeterminada en la línea de recocido continuo, en los Ejemplos experimentales 85 y 102. Por esta razón, la curtosis K^* supera el límite superior y la capacidad de estiramiento λ fue insuficiente.

10 En el Ejemplo experimental 86, el tiempo de mantenimiento en el proceso de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de martensita en la línea de recocido continuo estuvo por debajo del límite inferior. Por esta razón, la relación de martensita templada fue baja, la curtosis (K^*) excedió -0,40, la distribución de dureza no fue plana y tuvo un "valle" y, por lo tanto, la capacidad de estiramiento λ se disminuyó en el Ejemplo experimental 86.

15 En el Ejemplo experimental 89, la temperatura de bobinado estuvo por debajo del límite inferior. Por esta razón, la distribución de Mn no continuó y la microestructura predeterminada no se obtuvo en la línea de recocido continuo en el Ejemplo experimental 89. Por esta razón, la curtosis K^* excedió el límite superior y la capacidad de estiramiento λ fue insuficiente.

20 En el Ejemplo experimental 90, la temperatura de detención de recalentamiento en el proceso de recalentamiento en la línea de recocido continuo estuvo por debajo del límite inferior. Por esta razón, la dureza de la bainita y ferrita bainítica producidas aumentó excesivamente, la diferencia de dureza entre la dureza de ferrita y la dureza de bainita y ferrita bainítica aumentó, la curtosis (K^*) excedió -0,40, la distribución de dureza tuvo un "valle" y, por lo tanto, la capacidad de estiramiento λ se disminuyó.

25 En el Ejemplo experimental 93, la Ritmo de enfriamiento después del bobinado excedió el límite superior. Por esta razón, la distribución de Mn no continuó y la microestructura predeterminada no se obtuvo en la línea de recocido continuo en el Ejemplo experimental 93. Por lo tanto, la curtosis K^* excedió el límite superior y la capacidad de estiramiento λ fue insuficiente.

30 En el Ejemplo experimental 94, la tasa promedio de aumento de la temperatura en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el proceso de recalentamiento en la línea de recocido continuo excedió el límite superior. Por esta razón, la dureza de la bainita y ferrita bainítica producidas aumentó excesivamente, la diferencia de dureza entre la dureza de ferrita y la dureza de bainita y ferrita bainítica aumentó, la curtosis (K^*) excedió -0,40, la distribución de dureza tuvo un "valle" y, por lo tanto, la capacidad de estiramiento λ se disminuyó.

35 En el Ejemplo experimental 101, el tiempo de mantenimiento en el proceso de mantenimiento en el intervalo de temperatura de transformación de martensita en la línea de recocido continuo excedió el límite superior. Por esta razón, se produjo bainita inferior dura, no se obtuvo bainita y/o ferrita bainítica relativamente blanda, la curtosis (K^*) excedió -0,40, la distribución de dureza tuvo un "valle" y, por lo tanto, la capacidad de estiramiento λ se disminuyó.

En el Ejemplo experimental 117, la temperatura de calentamiento máxima en la línea de recocido continuo excedió el límite superior. Por esta razón, no se obtuvo ferrita blanda, H98/H2 estuvo por debajo del límite inferior, la diferencia de dureza entre la parte dura y la parte blanda fue pequeña y la ductilidad EL se deterioró en el Ejemplo experimental 117.

40 En el Ejemplo 120, la temperatura de calentamiento máxima en la línea de recocido continuo estuvo por debajo del límite inferior. Por esta razón, se obtuvo una estructura menos dura y la resistencia TS se deterioró en el Ejemplo experimental 120.

45 En el Ejemplo experimental 123, la temperatura de detención de enfriamiento en el segundo proceso de enfriamiento en la línea de recocido continuo excedió el límite superior. Por esta razón, no se obtuvo martensita templada, la curtosis (K^*) excedió -0,40, la distribución de dureza tuvo un "valle" y, por lo tanto, la capacidad de estiramiento λ se disminuyó en el Ejemplo experimental 123.

Aplicación industrial

50 Debido a que la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la presente invención contiene constituyentes químicos predeterminados, la dureza de 98% es 1,5 o más veces más alta que la dureza de 2%, la curtosis K^* de la distribución de dureza entre la dureza de 2% y la dureza de 98% es -0,40 o menor, el tamaño de grano de cristal promedio en la estructura de lámina de acero es 10 μm o menor y, por lo tanto, la lámina de acero tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento a la vez que se asegura la resistencia a la tensión que es tan alta como 900 MPa o más. Por consiguiente, la presente invención puede producir contribuciones muy significativas a la industria debido a que la resistencia de la lámina de acero puede asegurarse sin degradar la ductilidad.

55

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento, consistiendo la lámina de acero, en porcentaje en masa, en:

- | | |
|----|----------------------------|
| | 0,05 a 0,4% de C; |
| 5 | 0,1 a 2,5% de Si; |
| | 1,0 a 3,5% de Mn; |
| | 0,001 a 0,03% de P; |
| | 0,0001 a 0,01% de S; |
| | 0,001 a 2,5% de Al; |
| 10 | 0,0001 a 0,01% de N; |
| | 0,0001 a 0,008% de O; y |
| | opcionalmente uno o más de |
| | 0,005 a 0,09% de Ti; |
| | 0,005 a 0,09% de Nb; |
| 15 | 0,0001 a 0,01% de B; |
| | 0,01 a 2,0% de Cr; |
| | 0,01 a 2,0% de Ni; |
| | 0,01 a 2,0% de Cu; |
| | 0,01 a 0,8% de Mo; |
| 20 | 0,005 a 0,09% de V; |
- uno o más de Ca, Ce, Mg y REM a 0,0001 a 0,5% en porcentaje de masa en total y una proporción restante compuesta por hierro e impurezas inevitables,
- en donde una estructura de lámina de acero contiene en fracción en volumen 10 a 45% de una fase de ferrita, 10 a 50% de una fase de martensita templada y una fase dura restante,
- 25 en donde cuando una pluralidad de regiones de medición con diámetros de 1 μm o menores se fijan en un intervalo de 1/8 a 3/8 de un espesor de la lámina de acero, valores de medición de dureza en la pluralidad de regiones de medición están dispuestos en orden ascendente para obtener una distribución de dureza, un número entero N0,02 que es un número obtenido al multiplicar un número total de los valores de medición de dureza por 0,02 y, si está presente, se obtiene al redondear para arriba un número decimal, una dureza de un valor de medición que es un
- 30 N0,02-ésimo valor más grande de un valor de medición de dureza más pequeño se considera una dureza de 2%, un número entero N0,98 que es un número obtenido al multiplicar el número total de los valores de medición de dureza por 0,98 y, si está presente, se obtiene al redondear para abajo el número decimal, y una dureza de un valor de medición que es un N0,98-ésimo valor más grande del valor de medición de dureza más pequeño se considera como una dureza de 98%, la dureza de 98% es 1,5 o más veces más alta que la dureza de 2%,
- 35 en donde una curtosis K^* de la distribución de dureza entre la dureza de 2% y la dureza de 98% es igual o mayor que -1,2 e igual o menor que -0,4,
- en donde un tamaño de grano de cristal promedio en la estructura de lámina de acero es 10 μm o menor,
- en donde la fase dura restante incluye 10 a 60% de una o ambas de una fase de ferrita bainítica y una fase de bainita y 10% o menos de una fase de martensita nueva en fracciones de volumen, y
- 40 en donde una diferencia entre un valor máximo y un valor mínimo de concentración de Mn en un hierro base en un intervalo de espesor de 1/8 a 3/8 de la lámina de acero es igual o mayor que 0,4% e igual o menor que 3,5% cuando se convierte al porcentaje en masa.

2. La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con la reivindicación 1,

en donde cuando una sección de la dureza de 2% a la dureza de 98% se divide de igual manera en 10 partes y se configuran 10 secciones de 1/10, un número de los valores de medición de dureza en cada sección de 1/10 es 2 a 30% de un número de todos los valores de medición.

- 5 3. La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con la reivindicación 1 o 2,

en donde la fase dura incluye cualquiera o ambas de una fase de ferrita bainítica y una fase de bainita de 10 a 45% en una fracción de volumen y una fase de martensita nueva de 10% o menor.

4. La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3,

- 10 en donde la estructura de lámina de acero incluye además 2 a 25% de una austenita retenida.

5. La lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en donde la lámina de acero es una lámina de acero recubierta con zinc.

- 15 6. Un método para fabricar una lámina de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene una excelente ductilidad y una capacidad de estiramiento, comprendiendo el método:

un proceso de laminado en caliente en el cual una palanquilla que contiene los constituyentes químicos de acuerdo con la reivindicación 1 se calientan hasta 1050°C o más directamente o después de un enfriamiento, se realiza un laminado en caliente a la misma a una temperatura más alta de uno de 800°C y un punto de transformación de Ar_3 y se realiza un bobinado en un intervalo de temperatura desde el valor más bajode 500°C y el punto de Bs a 750°C en donde una fase de austenita en una estructura de un material laminado después del laminado ocupa 50% en volumen o más;

- 20 un proceso de enfriamiento en el cual la lámina de acero después del laminado en caliente se enfría de una temperatura de bobinado a (la temperatura de bobinado - 100)°C a una tasa de 20°C/hora o menor mientras se cumple la siguiente Ecuación (1); y un proceso en el cual se realiza un recocido continuo en la lámina de acero después del enfriamiento, en donde en el proceso en el cual se realiza el recocido continuo,

la lámina de acero se recuece a una temperatura de calentamiento máxima de 750 a 1000°C,

posteriormente se realiza un primer enfriamiento en el cual la lámina de acero se enfría de la temperatura de calentamiento máxima a un intervalo de temperatura de transformación de ferrita o menor y que se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de ferrita durante 20 a 1000 segundos,

- 30 posteriormente se realiza un segundo enfriamiento en el cual la lámina de acero se enfría a un ritmo de enfriamiento de 10°C/segundo o mayor por término medio en un intervalo de temperatura de transformación de bainita y se detiene el enfriamiento dentro de un intervalo de una temperatura de partida de transformación de martensita - 120°C a la temperatura de partida de transformación de martensita.

- 35 la lámina de acero después del segundo enfriamiento se mantiene en un intervalo de una segunda temperatura de detención de enfriamiento a la temperatura de partida de transformación de martensita durante 2 a 1000 segundos,

la lámina de acero se recalienta posteriormente hasta una temperatura de detención de recalentamiento, que es igual o mayor que una temperatura de partida de transformación de bainita - 100°C, a un ritmo de aumento de temperatura de 10°C/segundo o mayor por término medio en el intervalo de temperatura de transformación de bainita, y

- 40 se realiza un tercer enfriamiento en el cual la lámina de acero después del recalentamiento se enfría de la temperatura de detención de recalentamiento a una temperatura que es más baja que el intervalo de temperatura de transformación de bainita y se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita durante 30 segundos o más;

Ecuación (1)

45
$$\left[\int_{T_c-100}^{T_c} 9.47 \times 10^5 \cdot \exp\left(-\frac{18480}{T+273}\right) \cdot I(T) \cdot dT \right]^{0.5} \geq 1.0 \quad \dots (1)$$

en donde $t(T)$ en la Ecuación (1) representa el tiempo de mantenimiento (segundos) de la lámina de acero a una temperatura T °C en el proceso de enfriamiento después del bobinado.

7. El método para fabricar la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con la reivindicación 6,

en donde la temperatura de bobinado después del laminado en caliente es igual o mayor que un punto de Bs e igual o menor que 750°C.

8. El método para fabricar la lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento de acuerdo con la reivindicación 6 o 7,

- 5 en donde una suma de un tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el segundo enfriamiento y un tiempo durante el cual la lámina de acero se mantiene en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el recalentamiento es 25 segundos o menor.

9. Un método para fabricar una lámina de acero recubierta con zinc laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento,

- 10 en donde la lámina de acero se sumerge en un baño de revestimiento con zinc en el recalentamiento para fabricar la lámina de acero de alta resistencia en base al método de fabricación de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 6 a 9.

10. Un método para fabricar una lámina de acero recubierta con zinc laminada en caliente de alta resistencia que tiene excelente ductilidad y capacidad de estiramiento,

- 15 en donde la lámina de acero se sumerge en un baño de revestimiento con zinc en el intervalo de temperatura de transformación de bainita en el tercer enfriamiento para fabricar la lámina de acero de alta resistencia en base al método de fabricación de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 6 a 9.

11. Un método para fabricar una lámina de acero recubierta con zinc laminada en caliente de alta resistencia,

- 20 en donde se realiza una galvanoplastia con zinc después de fabricar la lámina de acero de alta resistencia en base al método de fabricación de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 6 a 9.

12. Un método para fabricar un acero recubierto con zinc laminado en caliente de alta resistencia,

en donde se realiza un revestimiento con zinc por inmersión en caliente después de fabricar la lámina de acero de alta resistencia en base al método de fabricación de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 6 a 9.

FIG. 1

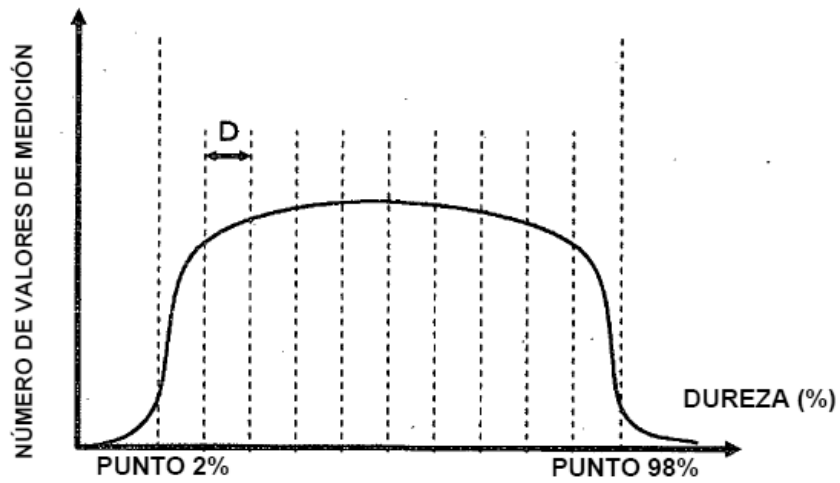


FIG. 2

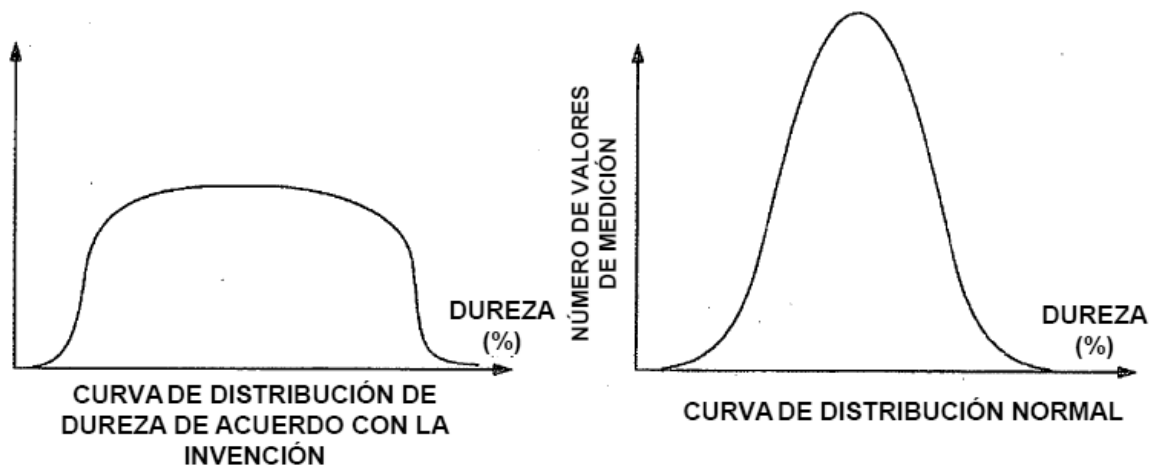


FIG. 3

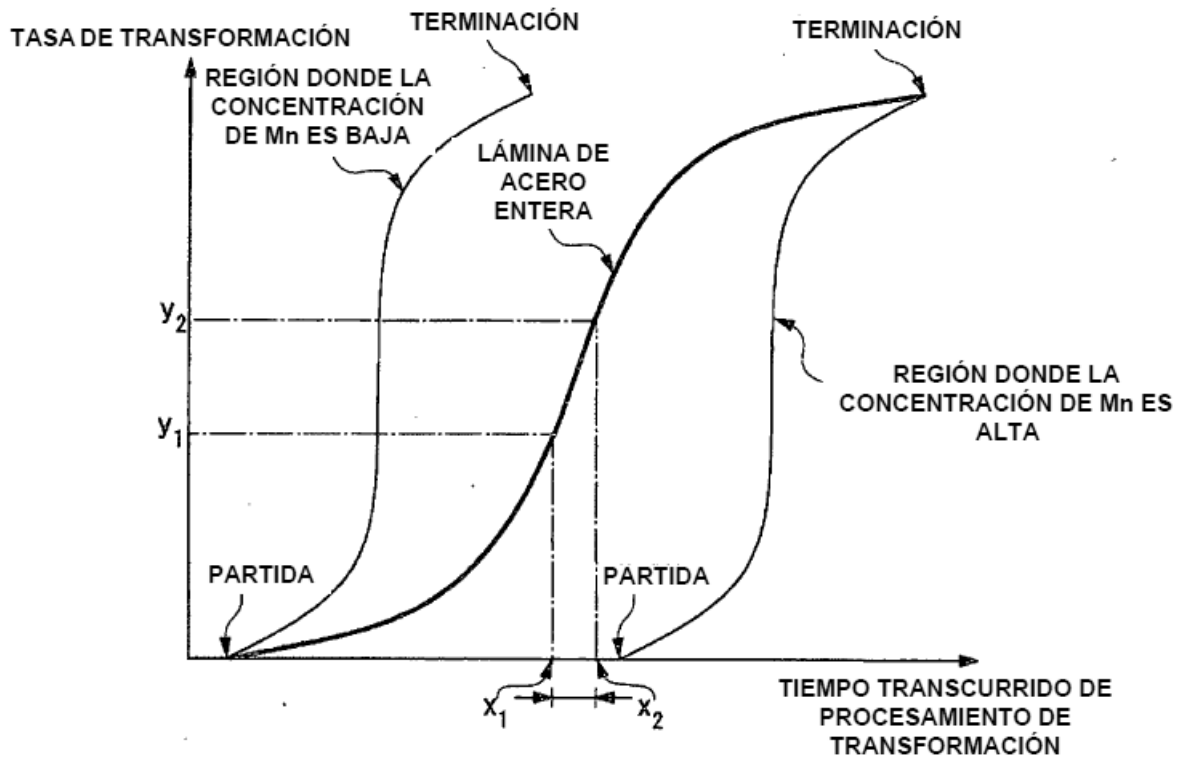


FIG. 4

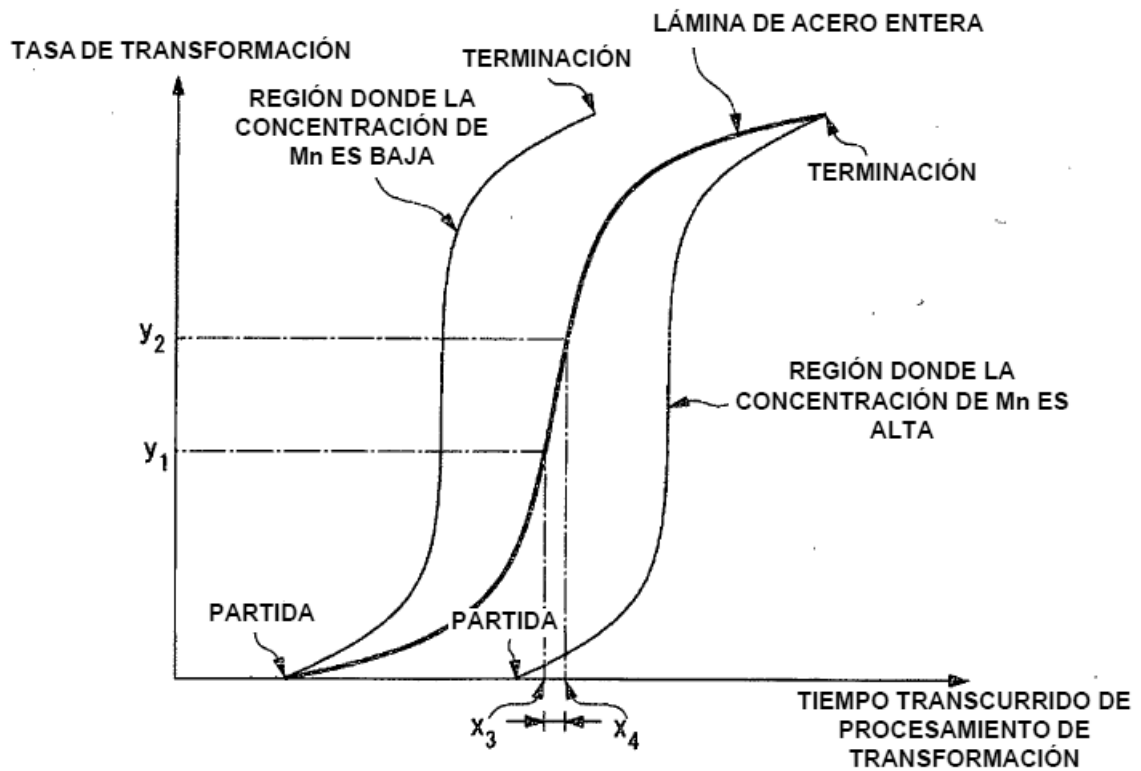


FIG. 5

