

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 673 111**

51 Int. Cl.:

C21D 8/02	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/12	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)
C22C 38/18	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **13.02.2013 PCT/JP2013/053313**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **29.08.2013 WO13125400**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **13.02.2013 E 13752393 (2)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **02.05.2018 EP 2818569**

54 Título: **Chapa de acero laminada en frío y procedimiento para fabricar la misma**

30 Prioridad:

22.02.2012 JP 2012036475

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

19.06.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**HATA, KENGO;
TOMIDA, TOSHIRO;
IMAI, NORIO;
HAGA, JUN y
NISHIO, TAKUYA**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 673 111 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero laminada en frío y procedimiento para fabricar la misma

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en frío y a un procedimiento para fabricar la misma. Particularmente, la presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en frío que tiene una excelente trabajabilidad además de una alta resistencia mecánica, y a un procedimiento para fabricar la misma.

Antecedentes de la técnica

Convencionalmente, se ha estudiado la estructura de afino como un método para mejorar las propiedades mecánicas de las chapas de acero laminadas en frío.

10 El documento de patente 1 indicado a continuación describe una chapa de acero laminada en frío que tiene una estructura que incluye una fase de transformación a baja temperatura, que consiste en una o más fases de ferrita, martensita, bainita y γ retenida (austenita retenida), en la que la fracción de volumen de la fase de transformación a baja temperatura es 10 a 50% y el diámetro medio de grano de la fase de transformación a baja temperatura es como máximo 2 μm .

15 El documento de patente 2 indica un método en el que una chapa de acero laminada en frío se fabrica usando una chapa de acero laminada en caliente fabricada mediante una laminación en caliente, seguida por un enfriamiento en un corto espacio de tiempo después de la laminación en caliente. Por ejemplo, el documento de patente 2 describe cómo se fabrica una chapa de acero laminada en caliente que tiene una microestructura que contiene, como fase principal, una ferrita que tiene un diámetro medio de grano pequeño, llevando a cabo el enfriamiento a como máximo 720°C con una velocidad de enfriamiento de al menos 400°C/s, en el intervalo de 0,4 segundos después de la laminación en caliente, y la chapa de acero laminada en caliente se somete a una laminación en frío y a un recocido convencionales.

Documentos de la técnica anterior

25 Documento de patente 1: Patente japonesa abierta a la inspección pública Nº 2008-231480.
Documento de patente 2: Publicación internacional Nº WO 2007/015541, folleto.
Documento de patente 3: Publicación internacional Nº WO 2011/087057 A1.

30 El documento de patente 3 describe una chapa de acero de alta resistencia a la tracción con una excelente conformabilidad, que contiene, en % en masa, C: 0,03% a 0,20%; Si: 0,005% a 1,0%; Mn: 1,0% a 3,1%; y Al: 0,005% a 1,2%, siendo el contenido de P mayor que 0% e igual o menor que 0,06%, siendo el contenido de S mayor que 0% e igual o menor que 0,01%, siendo el contenido de N mayor que 0% e igual o menor que 0,01%, y estando el resto compuesto por Fe e impurezas inevitables. La chapa de acero resistente a la tracción tiene una estructura metálica que comprende ferrita y martensita. En la chapa de acero resistente a la tracción se establece la relación de la fórmula (A) respecto al contenido de Al (%) y el contenido de Si (%), y el valor medio de Y_{med} se determina mediante la fórmula (B) con referencia a las durezas medidas con un nanoindentador en 100 puntos o más, es igual o mayor que 40:

$$0,3 \leq 0,7 \times [\text{Si}] + [\text{Al}] \leq 1,5 \quad (\text{A})$$

$$Y_{med} = \sum (180 \times (X_i - 3) < - 2 > / n) \quad (\text{B})$$

40 [Al] indica el contenido de Al (%), [Si] indica el contenido de Si (%), n indica el número total de los puntos de medición de las durezas y X_i indica la dureza (GPa) en el punto de medición i-ésimo (i es un número natural igual o menor que n).

Las patentes japonesas abiertas a la inspección pública números 2011-149066, 2011-214081 y 2008-291304 describen unas chapas de acero laminadas en frío de acuerdo con el preámbulo de la reivindicación 1.

Compendio de la invención

45 El documento de patente 1 describe cómo se obtiene una chapa de acero laminada en frío que tiene una estructura fina. Sin embargo, con el fin de afinar la estructura, es necesario que contenga uno o más elementos de Ti, Nb y V, que son elementos precipitantes. Si la chapa de acero contiene una gran cantidad de tales elementos precipitantes, la ductilidad de la chapa de acero se deteriora y, de este modo, se vuelve difícil garantizar una ductilidad excelente y, de este modo, una trabajabilidad excelente para la chapa de acero laminada en frío descrita en el documento de patente 1.

50 Al respecto, de acuerdo con el método descrito en el documento de patente 2, la estructura se puede afinar sin que contenga elementos precipitantes, y de este modo se puede fabricar una chapa de acero laminada en frío que tenga una ductilidad excelente. La chapa de acero laminada en frío fabricada, incluso después de la laminación en frío y la

recristalización, tiene una estructura fina debido a que la chapa de acero laminada en caliente, que es el material de partida de la chapa de acero laminada en frío, tiene una estructura fina. De este modo, también se vuelve fina la austenita fabricada a partir de la chapa de acero laminada en caliente y, por lo tanto, se puede obtener una chapa de acero laminada en frío que tenga una estructura fina. Sin embargo, dado que el método de recocido después de la laminación en frío es un método convencional, en la etapa de calentamiento durante el recocido se produce recristalización, y después de la terminación de la recristalización se produce una transformación austenítica, siendo los sitios de formación de núcleos los límites de grano de la estructura después de la recristalización. En otras palabras, se produce una transformación austenítica después de que los sitios más preferidos de formación de núcleos para la transformación austenítica, tales como los límites de grano de ángulo alto, los granos de carburos finos y la fase de transformación a baja temperatura, existentes en la chapa de acero laminada en caliente, han desaparecido durante el calentamiento en el recocido. Por consiguiente, aunque la chapa de acero laminada en frío obtenida mediante el método descrito en el documento de patente 2 tenga una estructura fina, el grano de austenita del afino en el procedimiento de recocido se basa de manera limitada en la estructura después de la recristalización, y de este modo, no se puede obtener fácilmente una estructura fina después de la laminación en frío y el recocido, incluso si la chapa de acero laminada en caliente tiene una estructura fina. En particular, cuando el recocido se lleva a cabo para la región de la austenita monofásica, es difícil utilizar la estructura fina de la chapa de acero laminada en caliente con el fin de afinar la estructura después de la laminación en frío y el recocido.

Un objeto de la presente invención es proporcionar una chapa de acero laminada en frío que tenga una ductilidad y una capacidad de rebordado por estiramiento ("stretch flangeability", en inglés) excelentes, además de una alta resistencia mecánica, permitiendo que la estructura se afine de manera eficaz después de la laminación en frío y el recocido, incluso si no se añade una gran cantidad de elementos precipitantes, tales como el Ti y el Nb; y un procedimiento para fabricar la misma.

Para la presente invención se empleó una estructura de material compuesto que tenía una fase principal de ferrita, con el fin de obtener una estructura que proporcionara una ductilidad y una capacidad de rebordado por estiramiento excelentes, además de una alta resistencia mecánica, y una segunda fase que contenía una fase de transformación a baja temperatura para garantizar la resistencia mecánica de la chapa de acero, y austenita retenida para obtener el efecto del aumento de la ductilidad debido a la plasticidad inducida por transformación.

Por otra parte, generalmente, la disminución de la capacidad de rebordado por estiramiento (conformabilidad por expansión de orificios) se refiere a una estructura que contiene una fase blanda, tal como la ferrita, y una fase dura, tal como una fase de transformación a baja temperatura o de austenita retenida entremezclada con ella y, de este modo, la investigación se lleva a cabo en base al concepto de diseño de la calidad del material de que se minimiza tal disminución de la capacidad de rebordado por estiramiento mediante el afino de la ferrita y de la fase dura y/o el control de la forma de la austenita retenida.

Con el fin de obtener una estructura tal, para la presente invención se concibió el concepto novedoso de promover la transformación austenítica antes de la terminación de la recristalización, en el procedimiento de recocido después de la laminación en frío, en oposición con el método de recocido convencional en el que se promueve la transformación austenítica después de la terminación de la recristalización y se realiza un ensayo.

En consecuencia, para la presente invención se obtuvieron los conocimientos novedosos siguientes.

1) En el método de recocido convencional para promover la transformación austenítica después de la terminación de la recristalización, dado que la transformación austenítica se produce con los límites de grano de la estructura después de la recristalización, como sitios de formación de núcleos, el afino de los granos de austenita (granos de austenita previa después del recocido; de ahora en adelante también denominados como "granos de austenita previa") en el procedimiento de recocido tiene la limitación de que el afino se basa en la realización de la transformación austenítica de la estructura después de la recristalización.

Por otra parte, en el método de recocido para promover la transformación austenítica después de la terminación de la recristalización, dado que la transformación austenítica se produce con los límites de grano de la estructura después de la recristalización, como sitios de formación de núcleos, el afino de los granos de austenita (granos de austenita previa después del recocido; como "granos de austenita previa"), en el procedimiento de recocido, tiene la limitación de que el afino se basa en la realización de la transformación austenítica de la estructura después de la recristalización.

2) En la chapa de acero obtenida mediante el método de recocido en el que se promueve la transformación austenítica antes de la terminación de la recristalización, en la etapa de recocido después de la laminación en frío, en toda la austenita retenida aumenta la fracción de austenita retenida en forma de protuberancia con una relación de aspecto menor que 5. Esto se debe a que al afinar el grano de austenita previa, austenita retenida existente sobre los límites de los granos de austenita previa, aumentan los límites compactos y los límites en bloque y disminuye la austenita retenida producida entre los listones de bainita y/o martensita. Dicha austenita retenida en forma de protuberancia existe en los límites de los granos en los que se concentra fácilmente la tensión cuando la chapa de acero se trabaja, en comparación con la austenita retenida formada entre los listones de bainita y/o martensita. De este modo aumenta la ductilidad de la chapa de acero, dado que la ductilidad se puede aumentar de

manera eficaz debido a la plasticidad inducida por transformación.

En general, la capacidad de rebordeado por estiramiento puede disminuir inquietantemente en las estructuras en las que se mezclan entre sí una fase blanda, como la ferrita, y la austenita retenida. Sin embargo, como se indicó anteriormente, en la estructura de la chapa de acero laminada en frío después del recocido, dado que la ferrita, la fase de transformación a baja temperatura y la austenita retenida se afinan de manera eficaz, se evita la disminución de la capacidad de rebordeado por estiramiento. De este modo, también se puede garantizar una excelente capacidad de rebordeado por estiramiento.

3) Como se indicó anteriormente, en el método de recocido en el que se promueve la transformación austenítica antes de la terminación de la recristalización en la etapa de recocido después de la laminación en frío, los granos de austenita previa se afinan eficazmente porque se forman núcleos de transformación austenítica a partir de los límites de los granos de ángulo alto, los granos finos de carburo y las fases de transformación a baja temperatura, que en la chapa de acero laminada en caliente son sitios preferidos de formación de núcleos de transformación austenítica. De este modo, como un procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en caliente, es preferible el método de producción descrito en el documento de patente 2, que proporciona una chapa de acero laminada en caliente que contiene sitios preferidos de formación de núcleos de transformación austenítica en una densidad alta. El empleo del anterior método de recocido para la chapa de acero laminada en caliente, obtenida mediante el método de producción descrito en el documento de patente 2, proporciona un afino adicional de los granos de austenita en la etapa de recocido y un afino adicional de la ferrita, la fase de transformación a baja temperatura y la austenita retenida de la estructura de la chapa de acero laminada en frío después del recocido.

Para la presente invención se descubrió que, a consecuencia del afino de la estructura anterior, la ductilidad de la chapa de acero laminada en frío y el balance entre la ductilidad y la capacidad de rebordeado por estiramiento mejoran significativamente.

La presente invención en base a los nuevos hallazgos anteriores proporciona una chapa de acero laminada en frío que incluye una composición química que consiste, en % en masa, en: C: 0,06 a 0,3%, Si: 0,4 a 2,5%, Mn: 0,6 a 3,5%, P: como máximo 0,1%, S: como máximo 0,05%, Ti: 0 a 0,08%, Nb: 0 a 0,04%, contenido total de Ti y Nb: 0 a 0,10%, sol. Al: 0 a 2,0%, Cr: 0 a 1%, Mo: 0 a 0,3%, V: 0 a 0,3%, B: 0 a 0,005%, Ca: 0 a 0,003%, REM: 0 a 0,003% y el resto Fe e impurezas; una microestructura que tiene una fase principal de al menos 40% en área de ferrita, y una segunda fase de una fase de transformación a baja temperatura que consiste en al menos 10% en área, en total, de una o de ambas de martensita y bainita, y al menos 3% en área de austenita retenida, satisfaciendo la microestructura las ecuaciones (1) a (4):

$$d_F \leq 5,0 \quad (1);$$

$$d_{M+B} \leq 2,0 \quad (2);$$

$$d_{As} \leq 1,5 \quad (3); \text{ y}$$

$$r_{As} \geq 50 \quad (4),$$

donde d_F es el diámetro medio de grano (μm) de la ferrita determinada por los límites de grano de ángulo alto que tienen un ángulo de inclinación de al menos 15° ;

d_{M+B} es el diámetro medio de grano (μm) de la fase de transformación a baja temperatura;

d_{As} es el diámetro medio de grano (μm) de la austenita retenida que tiene una relación de aspecto menor que 5; y

r_{As} es la fracción de área (%) de la austenita retenida que tiene una relación de aspecto menor que 5 con relación a toda la austenita retenida.

La fase principal de la microestructura significa la fase que tiene la mayor fracción de área, y la segunda fase significa cualquiera de las fases y estructuras distintas de la fase principal. Cada uno de los diámetros medios de grano significa el valor medio del diámetro de Heywood obtenido de acuerdo con la ecuación (6), que se describe más adelante, usando el método SEM-EBSD.

Es preferible que la chapa de acero laminada en frío de acuerdo con la presente invención incluya además una o más de las características (1) a (7) indicadas a continuación.

(1) La chapa de acero laminada en frío tiene una textura en la que la relación de la intensidad media de rayos X para las orientaciones $\{100\} \langle 011 \rangle$ a $\{211\} \langle 011 \rangle$, respecto a la intensidad media de rayos X de una estructura aleatoria que no tiene textura, a una profundidad de $1/2$ del espesor de la chapa, es menor que 6.

(2) La composición química contiene, en % en masa, uno o dos elementos seleccionados entre Ti: 0,005 a 0,08% y Nb: 0,003 a 0,04%.

(3) La composición química contiene, en % en masa, sol. Al: 0,1 a 2,0%.

(4) La composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados entre Cr: 0,03 a 1%, Mo: 0,01 a 0,3% y V: 0,01 a 0,3%.

(5) La composición química contiene, en % masa, B: 0,0003 a 0,005%.

5 (6) La composición química contiene, en % en masa, uno o dos elementos seleccionados entre Ca: 0,0005 a 0,003% y REM: 0,0005 a 0,003%.

(7) La chapa de acero laminada en frío tiene una capa de revestimiento metálico sobre su superficie.

Otro aspecto de la presente invención proporciona un procedimiento para fabricar la chapa de acero laminada en frío descrita anteriormente, caracterizado por comprender las etapas (A) y (B) siguientes:

10 (A) una etapa de laminación en frío, en la que la chapa de acero laminada en caliente que tiene la composición química anterior se somete a una laminación en frío para obtener una chapa de acero laminada en frío; y

(B) una etapa de recocido, en la que la chapa de acero laminada en frío obtenida en la etapa (A) se somete a un tratamiento térmico bajo unas condiciones en las que la chapa de acero laminada en frío se calienta a una velocidad media de calentamiento de al menos 15°C/s, de modo que la proporción sin recristalización con relación a la región no transformada en austenita cuando se alcanza la temperatura (punto $Ac_1 + 10^\circ C$) es al menos 30% en área, y luego se mantiene en el intervalo de temperatura de al menos $(0,9 \times \text{punto } Ac_1 + 0,1 \times \text{punto } Ac_3)$ y como máximo $(\text{punto } Ac_3 + 100^\circ C)$ durante 30 segundos.

15

En este caso, el punto Ac_1 y el punto Ac_3 son los puntos de transformación determinados a partir del diagrama de expansión térmica y medidos cuando la temperatura de la chapa de acero se calienta a una velocidad de calentamiento de 2°C/s.

20 De acuerdo con la presente invención, el procedimiento para fabricar el acero laminado en frío para la presente invención también incluye las características técnicas (8).

(8) La chapa de acero laminada en caliente es una chapa de acero cuyo diámetro medio de grano de la fase BCC, determinada por los límites de grano de ángulo alto que tienen un ángulo de inclinación de al menos 15°, es como máximo 6 µm, siendo obtenida la chapa de acero mediante la etapa de enfriamiento de la laminación en caliente a una velocidad de enfriamiento ($V_{enf.}$) que satisface la siguiente ecuación (5) para el intervalo de temperatura comprendido desde la temperatura de terminación de la laminación hasta (la temperatura de terminación de la laminación - 100°C), después de la terminación de la laminación en caliente en la que la laminación en caliente se termina en al menos el punto Ar_3 .

25

$$IC(T) = 0.1 - 3 \times 10^{-3} \cdot T + 4 \times 10^{-5} \cdot T^2 - 5 \times 10^{-7} \cdot T^3 + 5 \times 10^{-9} \cdot T^4 - 7 \times 10^{-11} \cdot T^5$$

$$\int_0^{-100} \frac{-dT}{V_{enf.}(T) \cdot IC(T)} < 4 \quad (5)$$

30 En la ecuación anterior, $V_{enf.}(T)$ es la velocidad de enfriamiento (°C/s) (valor positivo),

T es la temperatura con relación a la temperatura de terminación de la laminación tomada como cero (°C, valor negativo), y

si existe una temperatura a la cual la $V_{enf.}$ es cero, como integrante de la sección se añade el valor obtenido al dividir entre $IC(T)$ el tiempo de mantenimiento (Δt) a esa temperatura.

35 Es preferible que el procedimiento para fabricar la chapa de acero laminada en frío de acuerdo con la presente invención proporcione una o más de las siguientes características (9) a (12).

(9) La chapa de acero laminada en caliente se obtiene a partir de un bobinado a una temperatura de como máximo 300°C, después de la terminación de la laminación en caliente, y de un tratamiento térmico posterior en el intervalo de temperatura de 500°C a 700°C.

40 (10) El enfriamiento para el intervalo de temperatura anterior (8) incluye comenzar el enfriamiento a una velocidad de enfriamiento de al menos 400°C/s y enfriar a esa velocidad de enfriamiento para el intervalo de temperatura de al menos 30°C.

(11) El enfriamiento para el intervalo de temperatura anterior (8) incluye comenzar un enfriamiento por agua a una velocidad de enfriamiento de al menos 400°C/s y enfriar a esa velocidad de enfriamiento para el intervalo de temperatura de al menos 30°C y como máximo 80°C, y luego parar el enfriamiento por agua durante 0,2 a 1,5 segundos para evaluar la conformación de la chapa a lo largo de la parada del enfriamiento por agua, y posteriormente enfriar a una velocidad de al menos 50°C/s.

45

(12) El procedimiento para fabricar la chapa de acero laminada en frío cuenta además con una etapa de revestimiento metálico de la chapa de acero laminada en frío, después de la etapa (B).

La presente invención proporciona el afino eficaz de la estructura después de la laminación en frío y el recocido, sin la adición de una gran cantidad de elementos que precipitan, tales como el Ti y el Nb, y de este modo proporciona una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia mecánica que tiene una ductilidad y una capacidad de rebordeado por estiramiento excelentes, y un procedimiento para fabricar la misma. Dado el mecanismo de afino de la estructura, que es diferente al del método convencional, se puede obtener eficazmente una estructura fina, incluso cuando se realiza el recocido de una región de austenita monofásica, y se puede obtener una estructura fina, incluso cuando el tiempo de mantenimiento para el recocido se hace que sea suficientemente largo para obtener un material estable.

Descripción de una realización

A continuación se describe la chapa de acero laminada en frío de acuerdo con la presente invención y el procedimiento para fabricar la misma. En la siguiente descripción, cada "%" en las composiciones químicas es "% en masa", a menos que se advierta específicamente otra cosa. Además, cada uno de los diámetros medios de grano en la presente invención significa el valor medio del diámetro de Heywood obtenido de acuerdo con la ecuación (5), que se describe más adelante, usando el método SEM-EBSD.

1. Chapa de acero laminada en frío

1-1: Composición química

[C: 0,06 a 0,3%]

El C tiene el efecto de mejorar la resistencia mecánica del acero. Además, cuando el C se concentra en la austenita, el C tiene el efecto de obtener una austenita estable, aumentando la fracción de austenita retenida en la chapa de acero laminada en frío y aumentando, de ese modo, la ductilidad del acero. Por otra parte, en la etapa de recocido mediante un calentamiento rápido se puede alcanzar fácilmente el intervalo de temperatura de al menos (punto $Ac_1 + 10^\circ C$), al tiempo que se mantiene la condición de un alto porcentaje sin recristalización, debido al efecto del C por el que se suprime la recristalización de la ferrita en el transcurso del aumento de la temperatura, y se afina la microestructura de la chapa de acero laminada en frío resultante. Por otra parte, dado que el C tiene el efecto de reducir el punto A_3 , en el procedimiento de laminación en caliente, la laminación en caliente se puede terminar en un intervalo de temperatura más bajo para así afinar fácilmente la microestructura de la chapa de acero laminada en caliente.

Si el contenido de C es menor que 0,06%, es difícil obtener los efectos descritos anteriormente. Por consiguiente, el contenido de C se hace que sea al menos 0,06%. Preferiblemente es al menos 0,08% y más preferiblemente al menos 0,10%. Si el contenido de C supera 0,3%, hay una marcada disminución de la trabajabilidad y la soldabilidad. Por consiguiente, el contenido de C se hace que sea como máximo 0,3%. Preferiblemente es como máximo 0,25%.

[Si: 0,4 a 2,5%]

El Si tiene el efecto de promover la formación de fases de transformación a baja temperatura, tales como la martensita y la bainita, y de ese modo aumentar la resistencia mecánica del acero. El Si también tiene el efecto de promover la formación de austenita retenida y de ese modo aumentar la ductilidad del acero. Si el contenido de Si es menor que 0,4%, es difícil obtener los efectos descritos anteriormente. Por lo tanto, el contenido de Si es al menos 0,4%, preferiblemente al menos 0,6%, más preferiblemente al menos 0,8%, en particular preferiblemente al menos 1,0%. Por otra parte, si el contenido de Si supera 2,5%, se puede producir una disminución sustancial de la ductilidad o se puede deteriorar la laminabilidad. Por consiguiente, el contenido de Si es como máximo 2,5%, preferiblemente como máximo 2,0%.

[Mn: 0,6 a 3,5%]

El Mn tiene el efecto de aumentar la resistencia mecánica del acero. El Mn también tiene el efecto de disminuir la temperatura de transformación. En consecuencia, durante la etapa de recocido, mediante el calentamiento rápido, se facilita el alcanzar el intervalo de temperatura de al menos (punto $Ac_1 + 10^\circ C$), mientras que se mantiene la condición de un alto porcentaje de ferrita no cristalizada, y resulta posible afinar la microestructura de la chapa de acero laminada en frío. Si el contenido de Mn es menor que 0,6%, resulta difícil obtener los efectos descritos anteriormente. Por lo tanto, el contenido de Mn es al menos 0,6%. Por otra parte, si el contenido de Mn supera 3,5%, la resistencia mecánica del acero aumenta excesivamente, lo que puede dar lugar a una pérdida sustancial de ductilidad. Por lo tanto, el contenido de Mn es como máximo 3,5%.

[P: como máximo 0,1%]

El P, que está contenido como una impureza, tiene la acción de fragilizar el material mediante segregación en los límites de los granos. Si el contenido de P supera 0,1%, la fragilización debida a la acción anterior puede ser

acusada. Por lo tanto, el contenido de P es como máximo 0,1%, preferiblemente como máximo 0,06%. Dado que el contenido de P es preferiblemente tan bajo como sea posible, no hay necesidad de proporcionar un límite inferior; sin embargo, desde el punto de vista del coste, el contenido de P es preferiblemente al menos 0,001%.

[S: como máximo 0,05%]

- 5 El S, que está contenido como una impureza, tiene la acción de reducir la ductilidad del acero mediante la formación de inclusiones del tipo sulfuro en el acero. Si el contenido de S supera 0,05%, puede haber una acusada disminución de la ductilidad debida a la acción descrita anteriormente. Por lo tanto, el contenido de S se hace que sea como máximo 0,05%, preferiblemente como máximo 0,008%, más preferiblemente como máximo 0,003%. Dado que el contenido de S es preferiblemente tan bajo como sea posible, no hay necesidad de proporcionar un límite inferior; sin embargo, desde el punto de vista del coste, el contenido de S es preferiblemente al menos 0,001%.

[Ti: 0 a 0,08%, Nb: 0 a 0,04% y el total de Ti y Nb: 0 a 0,10%]

- 15 El Ti y el Nb tienen el efecto de precipitarse en el acero en forma de carburos o nitruros y suprimir el crecimiento del grano de la austenita en la etapa de recocido, promoviendo de ese modo el afino de la estructura del acero. Por lo tanto, la composición química del acero puede contener uno o ambos de estos elementos. Sin embargo, si el contenido de cada elemento supera el límite superior anterior o el contenido total supera el límite superior anterior, el efecto descrito anteriormente se satura, lo que da lugar a una desventaja en los costes. Por lo tanto, el contenido de cada elemento y el contenido total se establecen como anteriormente. El contenido de Ti es preferiblemente como máximo 0,05%, más preferiblemente como máximo 0,03%. El contenido de Nb es preferiblemente como máximo 0,02%. Además, el contenido total de Nb y Ti es preferiblemente como máximo 0,05%, más preferiblemente como máximo 0,03%. Con el fin de obtener con mayor seguridad el efecto de estos elementos descrito anteriormente, es preferible satisfacer cualquiera de las condiciones de Ti: al menos 0,005% y Nb: al menos 0,003%.

[sol. Al: 0 a 2,0%]

- 25 El Al tiene el efecto de aumentar la ductilidad del acero. Por consiguiente, el Al puede estar contenido. Sin embargo, dado que el Al tiene el efecto de aumentar el punto de transformación Ar_3 , si el contenido de sol. Al supera 2,0%, resulta necesario terminar la laminación en caliente en un intervalo de temperatura más alto. En consecuencia, resulta difícil afinar la estructura de la chapa de acero laminada en caliente y, por lo tanto, resulta difícil afinar la estructura de la chapa de acero laminada en frío. Además, la colada continua a veces resulta difícil. Por consiguiente, el contenido de sol. Al se hace que sea como máximo 2,0%. Con el fin de obtener con mayor seguridad el efecto del Al descrito anteriormente, el contenido de sol. Al es preferiblemente al menos 0,1%.

- 30 [Cr: 0 a 1%, Mo: 0 a 0,3% y V: 0 a 0,3%]

El Cr, el Mo y el V tienen el efecto de aumentar la resistencia mecánica del acero. Además, el Mo tiene el efecto de suprimir el crecimiento de los granos y afinar la estructura, y el V tiene el efecto de promover la transformación en ferrita y aumentar la ductilidad de la chapa de acero. Por lo tanto, pueden estar contenidos uno o más elementos de Cr, Mo y V.

- 35 Sin embargo, si el contenido de Cr supera 1%, la transformación de la ferrita se puede suprimir en exceso, y en consecuencia, es imposible asegurar la estructura deseada. Además, si el contenido de Mo supera 0,3% o si el contenido de V supera 0,3%, en la etapa de calentamiento del procedimiento de laminación en caliente puede aumentar la cantidad de precipitados, lo que puede disminuir sustancialmente la ductilidad. Por consiguiente, el contenido de los respectivos elementos se establece como se ha indicado anteriormente. El contenido de Mo es preferiblemente como máximo 0,25%. Además, con el fin de obtener con mayor seguridad los efectos anteriores, es preferible satisfacer cualquiera de las condiciones de al menos 0,03% de Cr, al menos 0,01% de Mo y al menos 0,01% de V.

[B: 0 a 0,005%]

- 45 El B tiene el efecto de aumentar la templabilidad del acero y promover la formación de fases de transformación a baja temperatura, aumentando de ese modo la resistencia mecánica del acero. Por lo tanto, el B puede estar contenido. Sin embargo, si el contenido de B supera 0,005%, el acero se puede endurecer excesivamente, lo que puede dar lugar a una disminución significativa de la ductilidad. Por lo tanto, el contenido de B es como máximo 0,005%. Con el fin de obtener con mayor seguridad los efectos anteriores, el contenido de B es preferiblemente al menos 0,0003%.

- 50 [Ca: 0 a 0,003% y REM: 0 a 0,003%]

El Ca y los REM tienen el efecto de afinar los óxidos y los nitruros precipitados durante la solidificación del acero fundido y aumentar de ese modo la solidez del planchón. Por lo tanto, uno o más de estos elementos pueden estar contenidos. Sin embargo, estos elementos son caros y, por consiguiente, el contenido de cada elemento se hace que sea como máximo 0,003%. El contenido total de estos elementos es preferiblemente como máximo 0,005%. Con el fin de obtener con mayor seguridad los efectos descritos anteriormente, preferiblemente están contenidos al

menos 0,0005% de Ca o de REM.

En este caso, los REM incluyen un total de 17 elementos incluidos el Sc, el Y y los lantánidos, e industrialmente, los lantánidos se añaden generalmente en forma de metales mixtos. El contenido de REM en la presente invención se refiere al contenido total de estos elementos.

5 El resto, aparte de los anteriores, es Fe e impurezas.

1-2: Microestructura y textura

[Fase principal]

La fase principal incluye al menos 40% en área de ferrita y satisface la anterior ecuación (1).

10 El empleo de ferrita blanda para la fase principal puede aumentar la ductilidad de la chapa de acero laminada en frío. Por otra parte, el diámetro medio de grano d_F de la ferrita, determinada por los límites de grano de ángulo alto que tienen un ángulo de inclinación de al menos 15° , satisface la ecuación (1), con lo que en los límites de grano de la ferrita se dispersa finamente una segunda fase dura, y se suprime la formación de grietas finas en el momento de trabajar la chapa de acero. Además, mediante el afino de la ferrita se reduce la concentración de tensiones en los bordes de las grietas finas, lo que puede suprimir el desarrollo de las grietas. En consecuencia, la capacidad de rebordeado por estiramiento de la chapa de acero laminada en frío aumenta.

15 Si la fracción de área de la ferrita es menor que 40%, es difícil garantizar una excelente ductilidad. Por lo tanto, la fracción de área de la ferrita es al menos 40%. La fracción de área de la ferrita es preferiblemente al menos 50%.

20 Si el diámetro medio de grano d_F de la ferrita determinada por los límites de grano de ángulo alto que tienen un ángulo de inclinación de al menos 15° no satisface la anterior ecuación (1), la segunda fase no se dispersa uniformemente y, por consiguiente, es difícil garantizar una capacidad de rebordeado por estiramiento excelente. Por lo tanto, el diámetro medio de grano d_F de la ferrita se establece de manera que satisfaga la anterior ecuación (1). El valor de d_F satisface preferiblemente la siguiente ecuación (1a).

$$d_F \leq 4,0 \text{ (1a)}$$

25 El diámetro medio de grano d_F de la ferrita rodeada por los límites de grano de ángulo alto que tienen un ángulo de inclinación de al menos 15° se usa como un indicador, porque los límites de grano de ángulo pequeño que tienen un ángulo de inclinación menor que 15° son interfaces de baja energía que tienen una pequeña diferencia de orientación entre granos adyacentes, en consecuencia, se vuelve difícil que la segunda fase precipite, el efecto de que la segunda fase se disperse finamente decrece, y la contribución al aumento de la capacidad de rebordeado por estiramiento se vuelve pequeña.

30 En lo sucesivo, el diámetro medio de grano de la ferrita determinada por los límites de grano de ángulo alto que tienen un ángulo de inclinación de al menos 15° se denomina simplemente como diámetro medio de grano de la ferrita. En la presente invención, el diámetro medio de grano de la ferrita es como máximo $5,0 \mu\text{m}$, preferiblemente como máximo $4,0 \mu\text{m}$.

[Segunda fase]

35 La segunda fase contiene una fase de transformación a baja temperatura que consiste en al menos 10% en área, en total, de una o de ambas de martensita y bainita, y al menos 3% en área de austenita retenida, y satisface las anteriores ecuaciones (2) a (4).

40 El que la segunda fase contenga una fase dura o una estructura formada mediante una transformación a baja temperatura, tal como la martensita y/o la bainita, puede aumentar la resistencia mecánica del acero. Además, dado que la austenita retenida tiene el efecto de aumentar la ductilidad de la chapa de acero, el aumento de la fracción de área de la austenita retenida puede garantizar una ductilidad excelente. Por otra parte, a consecuencia de que la fase de transformación a baja temperatura y la austenita retenida son lo suficientemente finas como para satisfacer las anteriores ecuaciones (2) y (3), se suprime la formación y el desarrollo de grietas finas cuando la chapa de acero es trabajada y aumenta la capacidad de rebordeado por estiramiento de la chapa de acero. Por otra parte, dado que sobre los límites de grano existe a menudo austenita retenida en forma de protuberancia con una relación de aspecto menor que 5, durante la elaboración se puede reducir eficazmente la concentración de tensiones. Por consiguiente, cuando se satisface la ecuación (4) se puede aumentar significativamente la ductilidad (en particular, el alargamiento uniforme) de la chapa de acero.

50 Si la fracción de área total de la fase de transformación a baja temperatura, que consiste en una o en ambas de martensita y bainita, es menor que 10%, es difícil garantizar una resistencia mecánica alta. Por lo tanto, la fracción de área total de la fase de transformación a baja temperatura se establece en al menos 10%. No se necesita que la fase de transformación a baja temperatura contenga las dos fases martensita y bainita, y puede contener solo una de ellas. Además, la bainita incluye ferrita bainítica.

Además, si el diámetro medio de grano d_{M+B} de la fase de transformación a baja temperatura (martensita y/o bainita) no satisface la anterior ecuación (2), durante el rebordeado por estiramiento es difícil suprimir la formación y el desarrollo de grietas finas, y por consiguiente, es difícil garantizar una capacidad de rebordeado por estiramiento excelente. Por lo tanto, el diámetro medio de grano d_{M+B} de la fase de transformación a baja temperatura necesita satisfacer la anterior ecuación (2). El valor de d_{M+B} satisface preferiblemente la siguiente ecuación (2a):

$$d_{M+B} \leq 1,6 \quad (2a)$$

Si la fracción de área de la austenita retenida es menor que 3%, es difícil garantizar una ductilidad excelente. Por lo tanto, la fracción de área de la austenita retenida es al menos 3%, preferiblemente al menos 5%.

Si el diámetro medio de grano d_{As} de la austenita retenida en forma de protuberancia que tiene una relación de aspecto menor que 5 no satisface la anterior ecuación (3), mediante la transformación de la austenita retenida se forma martensita en forma de protuberancia gruesa en el momento de que la chapa de acero sea trabajada, y en consecuencia, la capacidad de rebordeado por estiramiento del acero disminuye. Por lo tanto, el diámetro medio de grano d_{As} de la austenita retenida que tiene una relación de aspecto menor que 5 necesita satisfacer la anterior ecuación (3). El valor de d_{As} satisface preferiblemente la siguiente ecuación (3a).

$$d_{As} \leq 1,0 \quad (3a)$$

Si la fracción de área r_{As} de la austenita retenida que tiene una relación de aspecto menor que 5 con relación a toda la austenita retenida no satisface la ecuación (4), la ductilidad apenas aumenta. Por lo tanto, la fracción de área r_{As} de la austenita retenida que tiene una relación de aspecto menor que 5, respecto a toda la austenita retenida, se necesita que satisfaga la ecuación (4). El valor de r_{As} satisface preferiblemente la siguiente ecuación (4a).

$$r_{As} \geq 60 \quad (4a)$$

Cuando se satisfacen las ecuaciones (3) y (4), es posible presentar el efecto de aumentar lo máximo posible la ductilidad y suprimir lo mínimo posible la disminución de la capacidad de rebordeado por estiramiento (capacidad de expansión de orificios).

En este caso, si la segunda fase pudiera estar contaminada por perlita y/o cementita, la fracción de área total de ellas debería ser como máximo 10%.

El diámetro medio de grano d_F de la ferrita se determina obteniendo el diámetro medio de grano de la ferrita rodeada por los límites de grano de ángulo alto con un ángulo de inclinación de al menos 15° mediante el uso del método SEM-EBSD. El método SEM-EBSD se refiere a un método para medir la orientación de una región muy pequeña mediante difracción de electrones por retrodispersión (EBSD) en un microscopio electrónico de barrido (SEM). Para calcular el diámetro medio de grano se analiza el mapa de orientación obtenido. Mediante un método similar al anterior se pueden calcular los diámetros medios de grano de la fase de transformación a baja temperatura y de la austenita retenida con una relación de aspecto menor que 5.

Además, mediante el uso del método SEM-EBSD también se miden las fracciones de área de la ferrita y de la fase de transformación a baja temperatura. Para la fracción de área de la austenita retenida, se usa como fracción de área tal cual la fracción de volumen de la austenita obtenida mediante difracción de rayos X.

En la presente invención, para cada uno de los diámetros medios de grano y de las fracciones de área anteriores se emplea el valor de la medición a una profundidad de 1/4 del espesor de la chapa de acero.

[Textura]

La chapa de acero laminada en frío de acuerdo con la presente invención preferiblemente tiene una textura en donde la relación de la media de intensidades de rayos X para las orientaciones $\{100\} \langle 011 \rangle$ a $\{211\} \langle 011 \rangle$, respecto a la media de intensidades de rayos X de una estructura aleatoria que no tiene textura, es menor que 6 a una profundidad de 1/2 del espesor de la chapa.

Si el crecimiento de la textura de las orientaciones $\{100\} \langle 011 \rangle$ a $\{211\} \langle 011 \rangle$ se suprime, la trabajabilidad del acero aumenta. De este modo, cuando se reduce la relación de intensidad de rayos X de las orientaciones, aumenta la trabajabilidad del acero. La relación de la intensidad media de rayos X de las orientaciones, respecto a la intensidad media de rayos X de una estructura aleatoria que no tiene textura, se establece en menos de 6, y la ductilidad y la capacidad de rebordeado por estiramiento pueden aumentar aún más. Por lo tanto, la relación de la intensidad media de rayos X de las orientaciones, respecto a la intensidad media de rayos X de la estructura aleatoria que no tiene textura, es preferiblemente menor que 6. La relación es más preferiblemente menor que 5, lo más preferiblemente menor que 4. En este caso, $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ en una textura representa una orientación cristalina en la que la dirección vertical de la chapa y la normal a $\{hkl\}$ son paralelas entre sí, y la dirección de laminación y $\langle uvw \rangle$ son paralelas entre sí.

La intensidad de rayos X de una orientación particular se puede obtener puliendo químicamente la chapa de acero a una profundidad de 1/2 del espesor de la chapa, usando ácido fluorhídrico, y midiendo posteriormente las figuras

polares de los planos {200}, {110} y {211} de la fase ferrita sobre la chapa y analizando la función de distribución de orientación (ODF, por sus siglas en inglés) mediante el método de expansión de series usando los valores de la medición.

5 Las intensidades de rayos X de la estructura aleatoria que no tiene textura se determinan llevando a cabo una medición similar a la descrita anteriormente usando una muestra pulverizada del acero.

1-3: Capa de revestimiento metálico

10 Con el objeto de mejorar la resistencia a la corrosión y similares, sobre la superficie de la chapa de acero laminada en frío descrita anteriormente se puede proporcionar una capa de revestimiento metálico para obtener una chapa de acero tratada superficialmente. La capa de revestimiento metálico puede ser una capa de revestimiento por electrodeposición o una capa de revestimiento metálico por inmersión en caliente. Los ejemplos de revestimiento por electrodeposición son la electrogalvanización y el revestimiento por electrodeposición de una aleación de Zn-Ni. Los ejemplos de revestimiento metálico por inmersión en caliente son la galvanización por inmersión en caliente, el galvano-recocido, el revestimiento metálico de aluminio por inmersión en caliente, el revestimiento metálico de una aleación de Zn-Al por inmersión en caliente, el revestimiento metálico de una aleación de Zn-Al-Mg por inmersión en caliente y el revestimiento metálico de una aleación de Zn-Al-Mg-Si por inmersión en caliente. El peso del revestimiento metálico no está limitado, y puede ser un valor convencional. Para mejorar aún más la resistencia a la corrosión, también es posible formar un revestimiento sobre la superficie del revestimiento metálico con un tratamiento de conversión química adecuado (tal como el formado mediante la aplicación de una solución de conversión química exenta de cromo a base de silicato, seguida por un secado). También es posible recubrir el revestimiento metálico con un revestimiento de resina orgánica.

2. Procedimiento para la fabricación

2-1: Laminación en caliente y enfriamiento después de la laminación

25 En la presente invención, la estructura de la chapa de acero laminada en frío se afina mediante el recocido descrito más adelante, y de este modo, se puede llevar a cabo de manera convencional para la chapa de acero laminada en caliente proporcionada por la laminación en frío. Sin embargo, con el fin de afinar aún más la estructura de la chapa de acero laminada en frío, es preferible afinar la estructura de la chapa de acero laminada en caliente, proporcionada por la laminación en frío, para aumentar los sitios de formación de núcleos para la transformación austenítica. Más específicamente, esto significa afinar los granos rodeados por los límites de grano de ángulo alto que tienen un ángulo de inclinación de al menos 15° y la dispersión fina de la segunda fase, tal como la cementita y/o la martensita.

30 Cuando la chapa de acero laminada en caliente con una estructura fina se somete a una laminación en frío y, luego, a un recocido mediante un calentamiento rápido, mediante este calentamiento rápido se puede suprimir la desaparición de sitios de formación de núcleos debida a la recristalización en el procedimiento de calentamiento, y de este modo, aumenta el número de núcleos formados en la austenita y la ferrita recristalizada, lo que facilita el afino de la estructura final.

35 En la presente invención, la chapa de acero laminada en caliente preferida como material de partida para la chapa de acero laminada en frío tiene un diámetro medio de grano de la fase BCC, determinada por los límites de grano de ángulo alto que tienen un ángulo de inclinación de al menos 15°, de específicamente como máximo 6 μm. El diámetro medio de grano de la fase BCC es aún más preferiblemente como máximo 5 μm. Este diámetro medio de grano también se puede obtener mediante el método SEM-EBSD.

40 Si el diámetro medio de grano de la fase BCC en la chapa de acero laminada en caliente es como máximo 6 μm, se puede afinar aún más la chapa de acero laminada en frío para mejorar aún más las propiedades mecánicas. En este caso, dado que el diámetro medio de grano de la fase BCC en la chapa de acero laminada en caliente es preferiblemente tan pequeño como sea posible, no se indica el límite inferior, pero el diámetro medio de grano es normalmente al menos 1,0 μm. La fase BCC mencionada en este caso puede incluir ferrita, bainita y martensita, y consiste en una o más de ferrita, bainita y martensita. La martensita no es precisamente una fase BCC, pero en la Descripción se incluye en la fase BCC teniendo en cuenta que el diámetro medio de grano antes mencionado se obtiene mediante un análisis por el método SEM-EBSD.

45 Tal chapa de acero laminada en caliente con una estructura fina se puede fabricar llevando a cabo una laminación en caliente y un enfriamiento mediante el método descrito a continuación.

50 Mediante una colada continua se fabrica un planchón que tiene la composición química descrita anteriormente, y éste se dispone para realizar una laminación en caliente. En este caso, el planchón se puede usar con una temperatura alta durante la colada continua o se puede enfriar primero a temperatura ambiente y luego recalentar.

55 La temperatura del planchón que se somete a laminación en caliente es preferiblemente al menos 1.000°C. Si la temperatura de calentamiento del planchón es menor que 1.000°C, se aplica una carga excesiva en el tren de laminación y, además, durante la laminación la temperatura del acero puede disminuir hasta la temperatura de

transformación de la ferrita, con lo que el acero se puede laminar en una condición en la que la estructura contiene ferrita transformada. Por lo tanto, la temperatura del planchón es preferiblemente lo suficientemente alta para que la laminación en caliente se pueda terminar en el intervalo de temperatura de la austenita.

5 La laminación en caliente se lleva a cabo preferiblemente usando un tren de laminación reversible o un tren de laminación tándem. Desde el punto de vista de la productividad industrial es preferible utilizar un tren de laminación tándem para al menos los últimos puestos. Dado que durante la laminación es necesario mantener la chapa de acero en el intervalo de temperatura de la austenita, la temperatura de terminación de la laminación se hace que sea preferiblemente al menos el punto Ar₃.

10 La reducción de laminación en la laminación en caliente es preferiblemente tal que la reducción porcentual del espesor de la chapa sea al menos 40%, cuando la temperatura del planchón está en el intervalo de temperatura comprendido desde el punto Ar₃ hasta el (punto Ar₃ + 150°C). La reducción porcentual del espesor es más preferiblemente al menos 60%. No es necesario llevar a cabo la laminación en una pasada, y por ello la laminación se puede llevar a cabo mediante una pluralidad de pasadas secuenciales. Es preferible aumentar la reducción de laminación debido a que se puede introducir una mayor cantidad de energía de deformación en la austenita, aumentando de ese modo la fuerza motriz para la transformación en la fase BCC y afinando mucho más la fase BCC. Sin embargo, al hacerlo, aumenta la carga en el equipo de laminación, por lo que el límite superior de la reducción de laminación por cada pasada es preferiblemente 60%.

El enfriamiento de después de la terminación de la laminación se lleva a cabo mediante el método descrito en detalle a continuación.

20 El enfriamiento desde la temperatura de terminación de la laminación se lleva a cabo a una velocidad de enfriamiento (V_{enf.}) que satisface la siguiente ecuación (5), en el intervalo de temperatura comprendido desde la temperatura de terminación de la laminación hasta (la temperatura de terminación de la laminación - 100°C).

$$IC(T) = 0.1 - 3 \times 10^{-3} \cdot T + 4 \times 10^{-5} \cdot T^2 - 5 \times 10^{-7} \cdot T^3 + 5 \times 10^{-9} \cdot T^4 - 7 \times 10^{-11} \cdot T^5$$

$$\int_0^{-100} \frac{-dT}{V_{enf.}(T) \cdot IC(T)} < 4 \quad (5)$$

25 La anterior ecuación (5) indica la condición para enfriar hasta el intervalo de temperatura sin recristalización de la austenita (temperatura de terminación de la laminación - 100°C), antes de que la energía de deformación acumulada en la chapa de acero durante la laminación en caliente se consuma por recuperación y recristalización, después de la terminación de la laminación en caliente. Más específicamente, IC(T) es un valor que se puede obtener mediante el cálculo de la difusión másica de los átomos de Fe, y representa el período de tiempo transcurrido desde la terminación de la laminación en caliente hasta el comienzo de la recuperación de la austenita. Por otra parte, (1/(V_{enf.}(T)·IC(T))) es el valor del período de tiempo requerido para enfriar 1°C a una velocidad de enfriamiento (V_{enf.}(T)), estando este período de tiempo normalizado mediante IC(T), es decir, representa la fracción del tiempo de enfriamiento con relación al período de tiempo transcurrido hasta la disipación de la energía de deformación por recuperación y recristalización. Por lo tanto, el valor que se puede obtener integrando (1/V_{enf.}(T)·IC(T)) en el intervalo de T = 0 a -100°C sirve como un indicador que representa la cuantía de energía de deformación disipada durante el enfriamiento. Mediante la limitación de este valor, se hallan las condiciones de enfriamiento (velocidad de enfriamiento y tiempo de mantenimiento) requeridas para enfriar 100°C antes de la disipación de una cierta cantidad de energía de deformación. El valor del miembro derecho de la ecuación (5) es preferiblemente 3,0, más preferiblemente 2,0, aún más preferiblemente 1,0.

40 En un método de enfriamiento preferido que satisface la anterior ecuación (5), el enfriamiento primario comienza preferiblemente a partir de la temperatura de terminación de la laminación, a una velocidad de enfriamiento de al menos 400°C/s, y preferiblemente se lleva a cabo en el intervalo de temperatura de al menos 30°C a esta velocidad de enfriamiento. El intervalo de temperatura es preferiblemente al menos 60°C. Si no se establece el tiempo de parada del enfriamiento por agua que se describe más adelante, el intervalo de temperatura es más preferiblemente al menos 100°C. La velocidad de enfriamiento para el enfriamiento primario es más preferiblemente al menos 600°C/s, en particular preferiblemente al menos 800°C/s. El enfriamiento primario se puede comenzar después del mantenimiento a la temperatura de terminación de la laminación durante un corto período de tiempo de como máximo 5 segundos. A fin de satisfacer la anterior ecuación (5), el tiempo desde la terminación de la laminación hasta el comienzo del enfriamiento primario es preferiblemente menor que 0,4 segundos.

50 Además, preferiblemente, el enfriamiento por agua se comienza a una velocidad de enfriamiento de al menos 400°C/s, inmediatamente después de la terminación de la laminación, y el enfriamiento se lleva a esta velocidad de enfriamiento en el intervalo de temperatura de al menos 30°C y como máximo 80°C, y luego el tiempo de parada del enfriamiento de agua se establece en 0,2 a 1,5 segundos (preferiblemente como máximo 1 segundo) y a lo largo de ese tiempo se evalúa la conformación de la chapa, tal como el espesor de la chapa o el ancho de la chapa, y luego se lleva a cabo un enfriamiento (enfriamiento secundario) a una velocidad de al menos 50°C/s. Dado que mediante dicha evaluación de la conformación de la chapa se puede controlar el resultado de la conformación de la chapa, la productividad se mejora. El tiempo de parada del enfriamiento por agua es preferiblemente como máximo

1 segundo. Durante el tiempo de parada del enfriamiento por agua, la chapa puede ser sometida a un enfriamiento natural o a un enfriamiento por aire.

Industrialmente, el enfriamiento primario y el enfriamiento secundario anteriores se llevan a cabo mediante enfriamiento por agua.

5 Cuando las condiciones de enfriamiento para enfriar desde la temperatura de terminación de la laminación hasta la temperatura de (temperatura de terminación de la laminación - 100°C) satisfacen la anterior ecuación (5), se puede suprimir tanto como sea posible la disipación de la energía de deformación mediante la recuperación y la recristalización introducidas en la austenita a consecuencia de la laminación en caliente; en consecuencia, la energía de deformación acumulada en el acero se puede usar como fuerza motriz para transformar la austenita en la fase BCC lo máximo posible. Una razón para hacer que la velocidad de enfriamiento del enfriamiento primario, desde la temperatura de terminación de la laminación, sea al menos 400°C/s es también la misma que la comentada anteriormente, es decir, el aumento en la fuerza impulsora de la transformación. Por consiguiente, aumenta la cantidad de núcleos formados para la transformación de la austenita en la fase BCC, afinando de ese modo la estructura de la chapa de acero laminada en caliente. La estructura de la chapa de acero laminada en frío se puede afinar aún más mediante el uso, como material de partida, de una chapa de acero laminada en caliente que tenga una estructura fina fabricada según se describió anteriormente.

Después de que el enfriamiento primario, o el enfriamiento primario y el enfriamiento secundario, se ha llevado a cabo como se describió anteriormente, el control de la estructura, tal como la transformación de ferrita o la precipitación de granos finos que consisten en Nb y/o Ti, se puede llevar a cabo manteniendo la temperatura de la chapa de acero en el intervalo de temperatura deseado y durante el período de tiempo deseado, antes de enfriar hasta la temperatura de bobinado. El "mantenimiento" mencionado en este caso incluye un enfriamiento natural y un mantenimiento del calor. Teniendo en cuenta la temperatura y el tiempo de mantenimiento adecuados para el control de la estructura, por ejemplo, el enfriamiento natural se lleva a cabo en el intervalo de temperatura de 600°C a 680°C durante aproximadamente 3 a 15 segundos, lo que puede introducir ferrita fina en la estructura de la chapa laminada en caliente.

Posteriormente, la chapa de acero se enfría a la temperatura de bobinado. Para el método de enfriamiento de esta etapa, el enfriamiento se puede llevar a cabo a la velocidad de enfriamiento deseada mediante un método seleccionado entre el enfriamiento por agua, el enfriamiento por neblina y el enfriamiento por gas (incluido el enfriamiento por aire). La temperatura de bobinado para la chapa de acero es preferiblemente como máximo 650°C desde el punto de vista de afinar la estructura con mayor seguridad.

La chapa de acero laminada en caliente fabricada mediante el procedimiento de laminación en caliente tiene una estructura en la que se ha introducido un número suficientemente grande de límites de grano de ángulo alto, el diámetro medio de grano de los granos, determinada por los límites de grano de ángulo alto que tienen un ángulo de inclinación de al menos 15°, es como máximo 6 µm y las segundas fases, tales como la martensita y/o la cementita, están dispersadas finamente. Como se describió anteriormente, es favorable que la chapa de acero laminada en caliente, en la que existe una gran cantidad de límites de grano de ángulo alto y las segundas fases están dispersadas finamente, se someta a una laminación en frío y a un recocido. Esto se debe a que la estructura se puede afinar, dado que estos límites de grano de ángulo alto y estas segundas fases finas son sitios de formación de núcleos preferidos para la transformación austenítica, produciéndose a partir de estas posiciones una gran cantidad de austenita y de ferrita recristalizada mediante un calentamiento rápido.

La estructura de la chapa de acero laminada en caliente puede ser una estructura de ferrita que contiene perlita como segunda fase, una estructura que consiste en bainita y martensita, o una estructura de una mezcla de las mismas.

2-2: Tratamiento térmico de la chapa de acero laminada en caliente

45 La chapa de acero laminada en caliente anterior se puede someter a un recocido a una temperatura de 500°C a 700°C. El recocido es particularmente adecuado para la chapa de acero laminada en caliente bobinada a una temperatura de como máximo 300°C.

El recocido se puede llevar a cabo mediante un método en el que la bobina laminada en caliente se hace pasar a través de una línea de recocido continuo o un método en el que la bobina se pone tal cual en un horno de recocido discontinuo. En el calentamiento de la chapa de acero laminada en caliente, la velocidad de calentamiento hasta la temperatura de recocido de 500°C puede ser una velocidad deseable en el intervalo comprendido desde el calentamiento lento, de aproximadamente 10°C/hora, hasta el calentamiento rápido, de 30°C/s.

La temperatura de recocido (temperatura de homogeneización) se encuentra en el intervalo de temperatura de 500°C a 700°C. No se necesita que el tiempo de mantenimiento en este intervalo de temperatura sea específicamente limitado; sin embargo, el tiempo de mantenimiento es preferiblemente al menos 3 horas. Desde el punto de vista de la supresión del engrosamiento de los carburos, el límite superior del tiempo de mantenimiento es preferiblemente como máximo 15 horas, más preferiblemente como máximo 10 horas.

A consecuencia de tal recocido de la chapa de acero laminada en caliente, los carburos finos se pueden dispersar en los límites de los granos, los límites compactos y los límites de bloque de la chapa de acero laminada en caliente, y los carburos se pueden dispersar más finamente mediante una combinación del recocido y el enfriamiento rápido descritos anteriormente, durante un período de tiempo extremadamente corto, inmediatamente después de la terminación de la laminación en caliente. En consecuencia, durante el recocido se puede aumentar los sitios de formación de núcleos de austenita para afinar la estructura final. El recocido de la chapa de acero laminada en caliente también tiene el efecto de ablandar la chapa de acero laminada en caliente, para disminuir la carga en el equipo de laminación en frío.

2-3: Decapado y laminación en frío

La chapa de acero laminada en caliente fabricada mediante el método descrito anteriormente se somete a un decapado y luego a una laminación en frío. Tanto el decapado como la laminación en frío se pueden llevar a cabo de una manera convencional. La laminación en frío se puede llevar a cabo usando un aceite lubricante. No se necesita que la relación de la laminación en frío sea determinada específicamente, pero normalmente es al menos 20%. Si la reducción de la laminación en frío supera 85%, la carga en el equipo de laminación en frío se vuelve grande, y de este modo, la relación de laminación en frío es preferiblemente como máximo 85%.

2-4: Recocido

La chapa de acero laminada en frío que se obtiene mediante la laminación en frío descrita anteriormente se somete a un recocido mediante un calentamiento a una velocidad media de calentamiento de al menos 15°C/s, de modo que la relación sin recristalización de la región no transformada en austenita en el momento en que se alcanza el (punto $Ac_1 + 10^\circ C$) sea al menos 30%.

Como se describió anteriormente, cuando se calienta hasta el (punto $Ac_1 + 10^\circ C$) en la condición en la que permanece una estructura sin recristalización, se va a formar un gran número de núcleos de austenita fina, como los límites de grano de ángulo alto y/o las segundas fases de la chapa de acero laminada en caliente, como sitios de formación de núcleos. En este caso, la chapa de acero laminada en caliente tiene preferiblemente una estructura fina, debido a que se puede formar un gran número de núcleos. El aumento del número de núcleos de austenita formados permite afinar significativamente los granos de austenita durante el recocido, lo que permite afinar la ferrita, las fases de transformación a baja temperatura y la austenita retenida, las cuales se producen posteriormente.

Por otra parte, si la relación sin recristalización de la región no transformada en austenita en el momento de alcanzar el (punto $Ac_1 + 10^\circ C$) es menor que 30%, en la mayoría de las regiones, se ha promovido la transformación austenítica después de la terminación de la recristalización. En consecuencia, en tales regiones, la transformación austenítica se promueve a partir de los límites de grano de los granos recristalizados, y de este modo, los granos de austenita se vuelven gruesos durante el recocido y la estructura final también se vuelve gruesa.

Por lo tanto, la velocidad media de calentamiento es al menos 15°C/s, de modo que la relación sin recristalización de las regiones no transformadas en austenita en el momento de alcanzar el (punto $Ac_1 + 10^\circ C$) constituye al menos 30% en área. La velocidad media de calentamiento es preferiblemente al menos 30°C/s, aún más preferiblemente al menos 80°C/s, en particular preferiblemente al menos 100°C/s. El límite superior de la velocidad media de calentamiento no se determina específicamente, pero preferiblemente es como máximo 1.000°C/s para evitar dificultades en el control de la temperatura.

La temperatura anterior para comenzar el calentamiento rápido a una velocidad de al menos 15°C/s puede ser cualquier temperatura que se desee si la recristalización no ha comenzado todavía, y puede ser $T_s - 30^\circ C$ con relación a la temperatura al comienzo del ablandamiento (la temperatura al comienzo de la recristalización), T_s , medida a una velocidad de calentamiento de 10°C/s. La velocidad de calentamiento en el intervalo de temperatura, antes de que se alcance tal temperatura, se puede determinar arbitrariamente. Por ejemplo, el efecto del afino del grano se puede obtener suficientemente incluso si el calentamiento rápido comienza a partir de aproximadamente 600°C. Además, incluso si el calentamiento rápido comienza a partir de la temperatura ambiente, esa pequeña limitación no tiene un efecto adverso sobre la chapa de acero laminada en frío después del recocido.

Con el fin de obtener una velocidad de calentamiento suficientemente rápida, es preferible usar un calentamiento eléctrico, un calentamiento por resistencia o un calentamiento por inducción, pero, siempre que se satisfagan las condiciones de aumento de temperatura descritas anteriormente; también es posible adoptar un calentamiento mediante tubos radiantes. Cuando se usa un dispositivo de calentamiento tal, el tiempo necesario para calentar la chapa de acero disminuye considerablemente, y es posible hacer que el equipo de recocido sea más compacto, con lo que se pueden esperar efectos tales como la disminución de la inversión en equipo. Para llevar a cabo el calentamiento, también es posible añadir un dispositivo de calentamiento a una línea de recocido continuo existente o a una línea de revestimiento metálico por inmersión en caliente.

Después de calentar hasta el (punto $Ac_1 + 10^\circ C$), el calentamiento se lleva a cabo a la temperatura de recocido en el intervalo de al menos $(0,9 \times \text{punto } Ac_1 + 0,1 \times \text{punto } Ac_3)$ y como máximo (punto $Ac_3 + 100^\circ C$). La velocidad de calentamiento en este intervalo de temperatura puede ser cualquiera que se desee. Con la disminución de la

velocidad de calentamiento se puede conseguir el tiempo suficiente para promover la recristalización de la ferrita. Además, la velocidad de calentamiento se puede variar de tal manera que el calentamiento rápido (por ejemplo, a una velocidad que sea igual a la del calentamiento rápido anterior) se lleve a cabo primeramente en cualquier intervalo de temperatura, y posteriormente se disminuye la velocidad de calentamiento.

5 En el procedimiento de recocido se promueve suficientemente la transformación en austenita y se disuelven los carburos en el acero. De este modo, la temperatura de recocido es al menos $(0,9 \times \text{punto } Ac_1 + 0,1 \times \text{punto } Ac_3)$. La temperatura de recocido es preferiblemente al menos $(0,3 \times \text{punto } Ac_1 + 0,7 \times \text{punto } Ac_3)$, y en este caso en particular, la textura de la chapa de acero laminada en frío, la resistencia mecánica de las orientaciones $\{100\} \langle 011 \rangle$ a $\{211\} \langle 011 \rangle$ se reducen y la trabajabilidad de la chapa de acero aumenta. Por otra parte, si el mantenimiento de la

10 homogeneización se lleva a cabo a una temperatura que supere el $(\text{punto } Ac_3 + 100^\circ\text{C})$, como temperatura de recocido, se produce un crecimiento acusado de los granos de austenita y, en consecuencia, la estructura final se vuelve gruesa. De este modo, la temperatura de recocido es como máximo $(\text{punto } Ac_3 + 100^\circ\text{C})$, preferiblemente como máximo $(\text{punto } Ac_3 + 50^\circ\text{C})$.

15 Los puntos Ac_1 y Ac_3 en la presente invención son unos valores que se pueden determinar a partir de la tabla de expansión térmica medida cuando la temperatura de la chapa de acero que se laminó en frío se calienta a 1.100°C a una velocidad de calentamiento de 2°C/s .

Si el tiempo de mantenimiento del recocido para el intervalo de temperatura es como máximo 30 segundos, la disolución de los carburos y la transformación en austenita no se promueven suficientemente, lo que da lugar a una

20 disminución de la trabajabilidad de la chapa de acero laminada en frío. Además, se producen fácilmente irregularidades en la temperatura durante el recocido, provocando problemas de estabilidad de la producción. Por lo tanto, para promover suficientemente la transformación en austenita y la disolución de los carburos, es necesario establecer un tiempo de mantenimiento del recocido de al menos 30 segundos. El límite superior del tiempo de mantenimiento no se establece específicamente; sin embargo, desde el punto de vista de suprimir el crecimiento del grano de la austenita, el tiempo de mantenimiento del recocido es preferiblemente menor que 10 minutos.

25 En el enfriamiento de después del recocido se controla el historial de la temperatura, tal como la velocidad de enfriamiento y la temperatura y el tiempo de mantenimiento a baja temperatura para formar las fracciones de área de ferrita apropiadas, la fase de transformación a baja temperatura y la austenita retenida, con lo que se controla la estructura de la chapa de acero laminada en frío. Si la velocidad de enfriamiento, en el enfriamiento de después del recocido, es demasiado baja, la fase de transformación a baja temperatura se reduce a menos de 10% en área, lo

30 que da lugar a una disminución de la resistencia mecánica de la chapa de acero. De este modo, la velocidad media de enfriamiento para el intervalo de temperatura de 650°C a 500°C es preferiblemente al menos 1°C/s . Por otra parte, si la velocidad de enfriamiento es demasiado alta, la fracción de área de la fase de transformación a baja temperatura aumenta excesivamente, deteriorando la ductilidad de la chapa de acero. De este modo, la velocidad media de enfriamiento para el intervalo de temperatura anterior es preferiblemente como máximo 60°C/s . El

35 enfriamiento se puede realizar mediante un método optativo. Por ejemplo, se puede emplear un enfriamiento que use gas, neblina o agua, o una combinación de los mismos.

Después del enfriamiento en el intervalo de temperatura, se para el enfriamiento o la chapa de acero laminada en frío se mantiene en el intervalo de temperatura baja para el enfriamiento lento, con lo que en la chapa de acero laminada en frío se forma una fracción de área apropiada de la fase de transformación a baja temperatura, y en la austenita no transformada se promueve la difusión de los átomos de carbono para formar austenita retenida.

40

Después del recocido, en el procedimiento de enfriamiento a temperatura ambiente, se puede realizar un revestimiento metálico por inmersión en caliente para proporcionar una chapa de acero con revestimiento metálico por inmersión en caliente, o se puede realizar un revestimiento metálico por inmersión en caliente o un revestimiento por electrodeposición en un procedimiento separado, después del enfriamiento a temperatura ambiente, para

45 proporcionar una chapa de acero con revestimiento metálico por inmersión en caliente o una chapa de acero con revestimiento por electrodeposición. Si en el procedimiento de enfriamiento hasta la temperatura ambiente se realiza un revestimiento metálico por inmersión en caliente para proporcionar una chapa de acero con revestimiento metálico por inmersión en caliente, la chapa de acero se puede mantener a una temperatura superior o inferior a la del baño de revestimiento metálico por inmersión en caliente, antes de realizar el revestimiento metálico por

50 inmersión en caliente. La capa de revestimiento metálico por inmersión en caliente, la capa de revestimiento por electrodeposición o la cuantía de la adherencia del revestimiento metálico han sido descritas anteriormente. Con el fin de mejorar aún más la resistencia a la corrosión, después del revestimiento metálico se puede realizar un revestimiento metálico por conversión química adecuado.

Ejemplos

55 Cada uno de los lingotes de los tipos de acero A a N, con la composición química indicada en la Tabla 1, se fundió en un horno de inducción al vacío. La Tabla 1 indica los puntos Ac_1 y Ac_3 para cada uno de los tipos de acero A a N. Estas temperaturas de transformación se obtuvieron a partir de la curva de expansión térmica medida cuando se elevó a 1.100°C , a una velocidad de calentamiento de 2°C/s , la temperatura de la chapa de acero correspondiente, sometida a laminación en frío en las condiciones de producción descritas posteriormente. La Tabla 1 también indica

ES 2 673 111 T3

cada uno de los valores de (punto $Ac_1 + 10^\circ C$), $(0,9 \times \text{punto } Ac_1 + 0,1 \times \text{punto } Ac_3)$ y (punto $Ac_3 + 100^\circ C$).

Tabla 1]

Tipo de acero	Composición química (unidad: % en masa, resto Fe e impurezas)						Ac_1 (°C)	Ac_3 (°C)	$Ac_1 + 10$ (°C)	$0,9 Ac_1 + 0,1 Ac_3$ (°C)	$Ac_3 + 100$ (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Otros					
A	0,175	1,22	2,51	0,008	0,001	Nb: 0,010	721	838	731	733	938
B	0,179	1,23	1,92	0,010	0,002	Nb: 0,010, Cr: 0,29	728	858	738	741	958
C	0,177	1,01	2,21	0,004	0,001	Nb: 0,010, Mo: 0,20	723	829	733	734	929
D	0,176	1,13	2,49	0,003	0,001	Nb: 0,011, sol. Al: 0,15	721	844	731	733	944
E	0,148	1,78	2,49	0,009	0,002	Ca: 0,0011	719	863	729	733	963
F	0,201	1,23	2,19	0,003	0,002	Ti: 0,03	713	843	723	726	943
G	0,182	1,27	1,93	0,010	0,001	Nb: 0,011, REM: 0,0010	722	872	732	737	972
H	0,235	1,26	2,82	0,010	0,001		705	832	715	718	932
I	0,119	0,98	2,91	0,011	0,001	Ti: 0,015, Nb: 0,010, B: 0,0009	714	831	724	726	931
J	0,072	0,72	2,79	0,011	0,001	Nb: 0,005, V: 0,20	711	842	721	724	942
<u>K</u>	0,181	1,03	2,23	0,011	0,001	<u>Nb: 0,123</u>	722	849	732	735	949
<u>L</u>	0,143	<u>0,06</u>	0,71	0,011	0,001		712	836	722	724	936
M	0,121	0,48	1,53	0,012	0,001	Nb: 0,029, sol. Al: 0,98	723	972	733	748	1072
N	0,118	0,51	1,52	0,011	0,001	sol. Al: 1,03	719	953	729	742	1053

El subrayado significa que el tipo de acero o el valor correspondientes se encuentran fuera del alcance de la invención.

- 5 Estos lingotes se forjaron en caliente y se cortaron en forma de planchones para someterlos a una laminación en caliente. Estos planchones se calentaron durante una hora a una temperatura de al menos $1.000^\circ C$, y luego se sometieron a una laminación en caliente en la que la laminación se terminó a la temperatura de terminación de la laminación indicada en la Tabla 2 (indicada también como FT en la Tabla 2), usando para los ensayos un pequeño laminador de ensayo, con lo que se obtuvo una chapa de acero laminada en caliente con un espesor de chapa de 2,0 a 2,6 mm bajo las condiciones de enfriamiento y a la temperatura de bobinado que se indican en la tabla.

El enfriamiento de después de la terminación de la laminación se llevó a cabo mediante cualquiera de los siguientes métodos:

- 1) llevar a cabo solo un enfriamiento primario para un valor de disminución de la temperatura de al menos $100^\circ C$ inmediatamente después de la terminación de la laminación;
- 15 2) llevar a cabo solo un enfriamiento primario para un valor de disminución de la temperatura de al menos $100^\circ C$, después de mantener (enfriamiento natural) a la temperatura de terminación de la laminación (FT) durante un período de tiempo predeterminado; y
- 20 3) llevar a cabo un enfriamiento primario inmediatamente después de la terminación de la laminación, parando el enfriamiento primario cuando la chapa de acero correspondiente se enfrió en $30^\circ C$ a $80^\circ C$ respecto a la temperatura de terminación de la laminación (FT), y se la mantuvo a esa temperatura (se dejó enfriar de forma natural) durante un período de tiempo predeterminado, y luego llevar a cabo un enfriamiento secundario.

La chapa de acero se enfrió de forma natural durante 3 a 15 segundos después de la parada del enfriamiento primario, si solo se llevó a cabo un enfriamiento primario, y después la parada del enfriamiento secundario, si se llevó a cabo un enfriamiento secundario, y posteriormente se enfrió con agua hasta la temperatura de bobinado a

una velocidad de enfriamiento de 30°C a 100°C/s. Posteriormente, la chapa de acero se puso en un horno y se sometió a un enfriamiento lento que simuló el bobinado. En la tabla 2 también se indica el valor del miembro izquierdo de la ecuación (5) y el diámetro medio de grano de la fase BCC de la chapa de acero laminada en caliente.

5 Usando un aparato SEM-EBSD (JSM-7001F, fabricado por JEOL Ltd.), se llevó a cabo la medición del diámetro medio de grano de la fase BCC en la chapa de acero laminada en caliente, analizando los diámetros de grano de la fase BCC determinada por los límites de grano de ángulo alto con un ángulo de inclinación de al menos 15°, en una sección transversal de la estructura de la chapa de acero, siendo la sección transversal paralela a la dirección de laminación y a la dirección del espesor de la chapa de acero. Se obtuvo el diámetro medio de grano, d , de la fase BCC usando la siguiente ecuación (6). En este caso, A_i representa el área del grano i -ésimo, y d_i representa el diámetro de Heywood del grano i -ésimo.

$$d = \frac{\sum_i A_i \times d_i}{\sum_i A_i} \quad (6)$$

Para algunas de las chapas de acero laminadas en caliente, el recocido de la plancha laminada en caliente se llevó a cabo bajo las condiciones indicadas en la Tabla 2 usando un horno de calentamiento.

15 Cada una de las chapas de acero laminadas en caliente obtenidas según se describió anteriormente se sometió a un decapado de una manera convencional, usando ácido clorhídrico, y a una laminación en frío con la reducción de laminación indicada en la Tabla 2, para hacer que la chapa de acero tuviera un espesor de 1,0 a 1,2 mm. Posteriormente, utilizando un equipo de recocido a escala de laboratorio, se llevó a cabo un recocido a la velocidad de calentamiento, la temperatura de recocido y el tiempo de mantenimiento indicados en la Tabla 2, y se llevó a cabo un enfriamiento bajo la condición de que la velocidad de enfriamiento para el intervalo de temperatura de 20 650°C a 500°C fuera la "Velocidad de enfriamiento" indicada en la Tabla 2, con lo que se obtuvo la chapa de acero laminada en frío resultante. Por otra parte, según se indica en la Tabla 2, en el procedimiento de enfriamiento cada una de las chapas de acero se sometió a alguno de los tratamientos térmicos A a I indicados a continuación, y luego se enfrió hasta la temperatura ambiente a 2°C/s, con lo que se obtuvo la chapa de acero laminada en frío resultante. Después de la homogeneización, se llevó a cabo un enfriamiento usando gas nitrógeno. Los valores subrayados en 25 las Tablas 2 y 3 indican aquellos valores que se encuentran fuera del alcance de la presente invención.

- A: Mantenimiento a 375°C durante 330 segundos.
- B: Mantenimiento a 400°C durante 330 segundos.
- C: Mantenimiento a 425°C durante 330 segundos.
- 30 D: Mantenimiento a 480°C durante 15 segundos, luego enfriamiento a 460°C para la simulación de un baño de inmersión de una galvanización por inmersión en caliente, y calentamiento adicional a 500°C para la simulación de un proceso de aleación.
- E: Mantenimiento a 480°C durante 60 segundos, luego enfriamiento a 460°C para la simulación de un baño de inmersión de una galvanización por inmersión en caliente, y calentamiento adicional a 520°C para la simulación de un proceso de aleación.
- 35 F: Mantenimiento a 480°C durante 60 segundos, luego enfriamiento a 460°C para la simulación de un baño de inmersión de una galvanización por inmersión en caliente, y calentamiento adicional a 540°C para la simulación de un proceso de aleación.
- G: Mantenimiento a 375°C durante 60 segundos, luego enfriamiento a 460°C para la simulación de un baño de inmersión de una galvanización por inmersión en caliente, y calentamiento adicional a 500°C para la 40 simulación de un proceso de aleación.
- H: Mantenimiento a 400°C durante 60 segundos, luego enfriamiento a 460°C para la simulación de un baño de inmersión de una galvanización por inmersión en caliente, y calentamiento adicional a 500°C para la simulación de un proceso de aleación.
- 45 I: Mantenimiento a 425°C durante 60 segundos, luego enfriamiento a 460°C para la simulación de un baño de inmersión de una galvanización por inmersión en caliente, y calentamiento adicional a 500°C para la simulación de un proceso de aleación.

La Tabla 2 indica la proporción sin recristalización de las regiones no transformadas en austenita en el momento de alcanzar el (punto $A_{c1} + 10^\circ\text{C}$). Este valor se obtuvo mediante el siguiente método. Cada una de las chapas de acero que se había sometido a una laminación en frío de acuerdo con las condiciones de fabricación de la presente 50 invención, se calentó hasta la temperatura (punto $A_{c1} + 10^\circ\text{C}$) a la velocidad de calentamiento indicada en el número

5 de chapa de acero correspondiente, y luego se enfrió inmediatamente mediante un enfriamiento por agua. Usando un SEM, se fotografió la estructura de la chapa de acero y, para obtener la proporción sin recristalización, en la fotografía de la estructura se midieron las fracciones de la estructura de recristalización y la estructura deformada de cada una de las regiones excepto la martensita, es decir, las regiones distintas a las regiones transformadas en austenita en el momento de alcanzar el (punto $Ac_1 + 10^\circ C$).

Se ha de observar que los métodos mostrados en los ejemplos 9, 10 y 15 tampoco pertenecen a la presente invención según se define en la reivindicación 9.

[Tabla 2-1]

Chapa de acero Nº	Tipo de acero	Laminación en frío										Recocido continuo						Observaciones	
		Temp. de termin. de la laminac. °C	Velocid. de laminac. primaria °C/s	Disminuc. de la temp. de enfriam. primario °C	Velocid. de enfriam. secund. °C/s	Mantenim. en el intervalo de temp. de FT a (FT-100°C)	Valor del miembro izquierdo de la fórmula (5)	Temp. de bobinado °C	Diámetro medio de grano de la fase BCC de la plancha de acero laminada en caliente µm	Temp. de recoc. °C	Temp. de laminada en caliente °C	Relación de reducción de la laminac. %	Velocid. de calent. °C/s	Temp. de recoc. °C	Temp. de recoc. s	Velocidad de enfriamien. para la reg. de temp. de 650 a 500°C °C/s	Proporc. de no cristaliz. a Ac+10°C de la región de no transform. en austenita en %		Símbolo del tratam. térmico
1	A	895	1.210	235	-	-	0.23	500	4.9	-	-	50	30	850	95	10	85	I	Ej. invenc.
2	A	895	1.210	235	-	-	0.23	500	4.9	-	-	50	200	850	95	10	100	I	Ej. invenc.
3	A	895	1.210	235	-	-	0.23	500	4.9	-	-	50	30	820	95	10	85	G	Ej. invenc.
4	A	895	1.210	235	-	-	0.23	500	4.9	-	-	50	150	950	95	10	100	I	Ej. comp.
5	A	900	870	80	170	820	0.75	500	5.2	-	-	50	2	850	95	10	0	H	Ej. comp.
6	A	900	870	80	170	820	0.75	500	5.2	-	-	50	30	850	95	10	85	I	Ej. invenc.
7	A	900	870	80	170	820	0.75	500	5.2	-	-	50	30	830	95	10	85	H	Ej. invenc.
8	A	895	200	190	-	895	3.00	500	9.8	-	-	50	2	850	95	10	0	C	Ej. comp.
9	A	895	200	190	-	895	3.00	500	9.8	-	-	50	30	850	95	10	85	C	Ej. invenc.
10	A	895	200	190	-	895	3.00	600	11.2	-	-	50	200	830	95	10	100	B	Ej. invenc.
11	B	900	920	190	-	-	0.30	500	5.1	-	-	50	2	865	95	10	0	I	Ej. comp.
12	B	900	920	190	-	-	0.30	500	5.1	-	-	50	50	865	95	10	90	H	Ej. invenc.
13	B	900	920	190	-	-	0.30	500	5.1	-	-	50	50	845	95	10	90	I	Ej. invenc.
14	B	900	180	180	-	900	3.50	500	10.6	-	-	50	2	865	95	10	0	I	Ej. comp.
15	B	900	180	180	-	900	3.50	500	10.6	-	-	50	50	865	95	10	90	H	Ej. invenc.
16	B	900	920	190	-	-	0.30	150	5.1	600	7	50	2	865	95	10	0	C	Ej. comp.
17	B	900	920	190	-	-	0.30	150	5.1	600	7	50	30	865	95	10	85	C	Ej. invenc.
18	B	900	920	50	170	850	2.00	150	5.5	600	7	50	50	845	95	10	90	B	Ej. invenc.
19	C	900	1.130	240	-	-	0.24	500	5.0	-	-	50	2	850	95	10	0	E	Ej. comp.
20	C	900	1.130	240	-	-	0.24	500	5.0	-	-	50	150	850	95	10	100	E	Ej. invenc.
21	C	900	1.130	240	-	-	0.24	500	5.0	-	-	50	150	830	95	10	100	E	Ej. invenc.
22	D	900	1.210	235	-	-	0.23	500	5.0	-	-	50	10	850	95	10	15	E	Ej. comp.
23	D	900	1.210	235	-	-	0.23	500	5.0	-	-	50	30	850	95	10	85	E	Ej. invenc.
24	D	900	1.210	235	-	-	0.23	500	5.0	-	-	50	150	830	95	10	100	D	Ej. invenc.
25	E	890	880	70	170	820	1.00	150	4.8	600	7	50	2	870	95	10	0	B	Ej. comp.
26	E	890	880	70	170	820	1.00	150	4.8	600	7	50	30	870	95	10	8.5	B	Ej. invenc.
27	F	895	1.210	230	-	-	0.23	500	5.1	-	-	50	2	850	95	10	0	A	Ej. comp.

Tabla 2-2

Chapa acero N°	Tipo de acero	Laminación en caliente										Diámetro medio de grano de la fase BCC de la plancha de acero laminada en caliente	Recocido de la plancha laminada en caliente		Laminac. en frío	Recocido continuo					Observaciones	
		Temp. de termin. de la laminac.	Velocid. de laminac. primaria	Disminuc. de la temp. de enfriam. primario	Velocid. de enfriam. secund.	Mantenim. en el intervalo de temp. de FT a (FT-100°C)		Valor del miembro izquierdo de la fórmula (5)	Temp. de bobinado	Temp. de recoc.	h		Relación de reducción de la laminac.	Velocidad de calent. de recoc.		Temp. de recoc.	s	Velocidad de enfriamiento de temp. de 650 a 500°C	Proporc. de no cristaliz. a Ac ₁ +10°C de la región no transform. en austenita	Símbolo del tratam. térmico		
		°C	°C/s	°C	°C	seg.	°C	°C	°C	µm	°C	°C	h	%	°C/s	°C	s	°C/s	%	°C	B	Ej. invenc.
28	F	895	1.210	230	-	-	0.23	500	5.1	-	-	-	50	30	850	95	10	85	85	10	B	Ej. invenc.
29	F	895	1.210	230	-	-	0.23	500	5.1	-	-	-	50	30	950	95	10	85	85	10	B	Ej. comp.
30	F	895	1.210	230	-	-	0.23	500	5.1	-	-	-	50	100	830	95	10	100	100	10	B	Ej. invenc.
31	F	895	1.210	230	-	-	0.23	500	5.1	-	-	-	50	30	850	95	10	85	85	10	F	Ej. invenc.
32	F	895	1.210	230	-	-	0.23	150	5.3	600	7	600	7	50	850	95	10	15	15	10	H	Ej. comp.
33	F	895	1.210	230	-	-	0.23	150	5.3	600	7	600	7	50	850	95	10	85	85	10	H	Ej. invenc.
34	G	900	980	250	-	-	0.28	400	5.6	-	-	-	50	2	880	95	10	23	23	10	C	Ej. comp.
35	G	900	980	250	-	-	0.28	400	5.6	-	-	-	50	30	855	95	10	100	100	10	B	Ej. invenc.
36	H	900	1.210	235	-	-	0.23	500	4.8	-	-	-	50	2	850	95	10	0	0	10	H	Ej. comp.
37	H	900	1.210	235	-	-	0.23	500	4.8	-	-	-	50	30	850	95	10	85	85	10	H	Ej. invenc.
38	H	900	1.210	235	-	-	0.23	500	4.8	-	-	-	50	30	820	95	10	85	85	10	G	Ej. invenc.
39	H	900	1.210	235	-	-	0.23	150	5.0	600	7	600	7	50	820	200	10	85	85	10	G	Ej. invenc.
40	I	810	840	190	-	-	0.33	150	2.1	-	-	-	55	10	820	60	50	23	23	50	B	Ej. comp.
41	I	810	840	190	-	-	0.33	150	2.1	-	-	-	55	100	820	60	60	100	100	10	B	Ej. invenc.
42	J	820	840	180	-	-	0.33	150	2.1	-	-	-	55	10	840	60	10	19	19	10	B	Ej. comp.
43	J	820	840	180	-	-	0.33	150	2.1	-	-	-	55	50	840	60	10	55	55	10	B	Ej. invenc.
44	J	820	840	180	-	-	0.33	150	2.1	-	-	-	55	100	840	60	10	85	85	10	B	Ej. invenc.
45	K	900	980	250	-	-	0.28	500	4.5	-	-	-	50	30	865	95	10	95	95	10	H	Ej. comp.
46	K	900	980	250	-	-	0.28	500	4.5	-	-	-	50	100	865	95	10	100	100	10	H	Ej. comp.
47	L	850	885	200	-	-	0.31	150	2.1	-	-	-	50	10	850	60	10	0	0	10	H	Ej. comp.
48	L	850	885	200	-	-	0.31	150	2.1	-	-	-	50	100	850	60	10	66	66	10	H	Ej. comp.
49	M	1.000	780	330	-	-	0.35	400	3.1	-	-	-	53	10	750	60	40	14	14	40	B	Ej. comp.
50	M	1.000	780	330	-	-	0.35	400	3.1	-	-	-	53	100	750	60	40	82	82	40	B	Ej. invenc.
51	M	1.000	780	330	-	-	0.35	400	3.1	-	-	-	53	300	750	60	40	95	95	40	B	Ej. invenc.
52	N	1.000	780	330	-	-	0.35	400	3.8	-	-	-	53	50	800	60	40	65	65	40	B	Ej. invenc.
53	N	1.000	780	330	-	-	0.35	400	3.8	-	-	-	53	100	800	60	40	78	78	40	B	Ej. invenc.
54	N	1.000	780	330	-	-	0.35	400	3.8	-	-	-	53	300	800	60	40	91	91	40	B	Ej. invenc.

Se investigó de la manera siguiente la microestructura y las propiedades mecánicas de cada una de las chapas de acero laminadas en frío fabricadas según se describió anteriormente. En la Tabla 3 se indican conjuntamente los resultados de la investigación.

5 Usando un equipo SEM-EBSD, en cada chapa de acero laminada en frío se obtuvo el diámetro medio de grano de la ferrita, el diámetro medio de grano de la fase de transformación a baja temperatura y el diámetro medio de grano de la austenita retenida con una relación de aspecto menor que 5, con referencia a la estructura de una sección transversal paralela a la dirección de laminación a una profundidad de 1/4 del espesor de chapa y en la dirección del espesor de la chapa de acero. Usando los resultados del análisis del SEM-EBSD, también se obtuvieron las fracciones de área de la ferrita y la fase de transformación a baja temperatura. Además, mediante difracción de rayos X usando el equipo descrito más adelante, se obtuvo la fracción de volumen de la fase austenita y se usó esa fracción de volumen como fracción de área de la austenita retenida (γ retenida). Durante el análisis de EBSD de la estructura que contenía la fase austenita retenida, no se midió correctamente la austenita retenida debido a alteraciones en el momento de la preparación de la muestra (por ejemplo, la transformación de la austenita retenida en martensita). Por consiguiente, en el presente ejemplo, como un indicador de la precisión del análisis se proporcionó la hipótesis de evaluación de que la fracción de área de la austenita retenida obtenida mediante el análisis de EBSD (γ EBS) satisfacía que $(\gamma$ EBS/ γ XRD) > 0,7, con relación a la fracción de volumen de la austenita retenida obtenida mediante difracción de rayos X (γ XRD).

20 La medición de la textura de cada una de las chapas de acero laminadas en frío se llevó a cabo utilizando difracción de rayos X en un plano a una profundidad de 1/2 del espesor de las chapas de acero, y luego usando la ODF (siglas en inglés de "función de distribución de la orientación") obtenida analizando los resultados medidos de las figuras polares de los planos {200}, {110} y {211} de la ferrita. A partir de los resultados del análisis se obtuvo la relación de la intensidad de cada una de las orientaciones {100} <011>, {411} <011> y {211} <011>, respecto a una estructura aleatoria que no tenía textura, y el valor medio de las relaciones de la intensidad se utilizó como relación media de la intensidad en el grupo de orientaciones {100} <011> a {211} <011>. Por difracción de rayos X del acero pulverizado se obtuvieron las intensidades de rayos X de la estructura aleatoria que no tenía textura. El aparato usado para la difracción de rayos X fue un RINT-2500HL/PC, fabricado por Rigaku Corporation.

30 Se investigaron las propiedades mecánicas de cada una de las chapas de acero laminadas en frío, después del recocido, mediante un ensayo de tracción y un ensayo de expansión de orificios. El ensayo de tracción se llevó a cabo usando una probeta de ensayo de tracción según la norma JIS N° 5, para determinar la resistencia a la tracción (TS, por sus siglas en inglés) y el alargamiento a la rotura (alargamiento total, EI). El ensayo de expansión de orificios se llevó a cabo de conformidad con la norma JIS Z 2256:2010, para determinar el porcentaje de expansión de orificios λ (%). Se calculó el valor de TS×EI como un indicador del balance entre la resistencia mecánica y la ductilidad, y se calculó el valor de TS× λ como un indicador del balance entre la resistencia mecánica y la capacidad de rebordeado por estiramiento. En la Tabla 3 se indican los valores respectivos.

35

ES 2 673 111 T3

[Tabla 3-1]

Chapa de acero N°	Tipo de acero	Estructura de la chapa de acero laminada en frío							Propiedades mecánicas de la chapa de acero laminada en frío					Observaciones	
		Fracción de área				Diám. medio de grano			Textura ³⁾	TS	EI	λ	TS × EI		TS × λ
		F ¹⁾	Fase de transformac. a baja temp.	γ retenida	γ ²⁾ reten. en forma protuber.	d _F	d _{M+B}	d _{As}							
		%	%	%	%	μm	μm	μm							
1	A	57	31	12	72	3,6		0,9	3,5	973	23,5	40,3	22.854	39.155	Ej. invenc.
2	A	61	28	11	73	3,2	1,5	0,8	3,6	972	24,4	38,1	23.722	37.041	Ej. invenc.
3	A	68	22	10	72	3,7	1,5	0,8	4,2	1.039	20,4	49,0	21.192	50.862	Ej. invenc.
4	A	52	38	10	44	9,2	4,1	1,6	2,6	979	19,8	38,2	19.375	37.381	Ej. comp.
5	A	55	33	12	50	5,7	2,3	1,0	3,5	964	19,2	47,8	18.513	46.108	Ej. comp.
6	A	63	26	11	70	4,0	1,5	0,9	3,5	962	22,1	42,4	21.265	40.797	Ej. invenc.
7	A	62	27	11	70	3,3	1,5	0,8	3,7	945	23,4	45,0	22.118	42.534	Ej. invenc.
8	A	52	35	13	47	8,7	3,9	1,2	3,0	993	19,6	42,7	19.457	42.339	Ej. comp.
9	A	62	28	10	63	4,8	1,6	0,9	3,3	983	22,8	33,6	22.412	33.053	Ej. invenc.
10	A	62	26	12	56	4,7	1,6	0,9	3,6	968	21,1	37,8	20.425	36.590	Ej. invenc.
11	B	54	36	10	51	6,2	3,2	1,0	3,1	933	20,7	38,5	19.317	35.928	Ej. comp.
12	B	68	23	9	71	4,3	1,5	0,9	3,7	926	24,0	49,2	22.231	45.574	Ej. invenc.
13	B	66	24	10	72	3,7	1,4	0,8	3,6	862	28,7	35,4	24.745	30.522	Ej. invenc.
14	B	49	43	8	44	10,1	4,8	1,6	2,4	925	19,2	41,3	17.760	38.203	Ej. comp.
15	B	63	29	8	57	4,7	1,4	0,8	3,7	919	23,1	47,8	21.227	43.923	Ej. invenc.
16	B	54	38	8	53	6,4	4,2	1,1	3,2	966	19,1	49,3	18.451	47.600	Ej. comp.
17	B	63	30	7	75	4,0	1,5	0,8	3,6	932	26,2	47,0	24.411	43.825	Ej. invenc.
18	B	64	28	8	62	4,1	1,4	0,8	3,6	894	23,7	47,9	21.188	42.811	Ej. invenc.
19	C	54	38	8	52	5,4	2,8	0,9	3,4	1.058	16,3	41,8	17.237	44.164	Ej. comp.
20	C	67	24	9	73	3,7	1,4	0,8	3,8	975	21,5	39,4	20.952	38.359	Ej. invenc.
21	C	66	26	8	72	3,8	1,5	0,8	3,8	970	22,0	42,0	21.343	40.722	Ej. invenc.
22	D	54	34	12	52	5,4	2,3	1,0	3,4	929	20,9	39,7	19.416	36.870	Ej. comp.
23	D	62	27	11	69	4,1	1,5	0,8	3,4	928	22,9	38,4	21.262	35.606	Ej. invenc.
24	D	65	26	9	74	4,1	1,5	0,8	4,4	967	21,8	41,6	21.075	40.229	Ej. invenc.
25	E	49	38	13	55	5,2	2,6	0,9	3,3	1.055	18,0	44,3	18.994	46.745	Ej. comp.
26	E	61	27	12	73	3,6	1,5	0,9	3,7	1.047	21,8	41,4	22.831	43.358	Ej. invenc.
27	F	57	33	10	55	5,1	2,6	0,9	3,3	1.035	16,5	49,3	17.079	50.979	Ej. comp.
28	F	65	28	7	73	3,0	1,4	0,8	3,7	962	22,3	46,4	21.454	44.627	Ej. invenc.
29	F	52	39	9	48	7,3	3,5	1,1	2,9	922	17,7	46,2	16.325	42.610	Ej. comp.
30	F	71	21	8	75	2,8	1,5	0,8	4,6	1.000	24,8	44,8	24.796	44.831	Ej. invenc.
31	F	65	28	7	77	4,1	1,5	0,9	3,4	918	24,5	40,8	22.498	37.467	Ej. invenc.
32	F	55	36	9	57	5,8	2,8	1,0	3,4	969	17,1	47,3	16.570	45.834	Ej. comp.
33	F	66	28	6	80	3,8	1,4	0,8	3,8	934	23,4	48,2	21.856	45.019	Ej. invenc.

(Notas) ¹⁾ F: ferrita.

²⁾ γ retenida en forma de protuberancia: Fracción de área de γ retenida que tiene una relación de aspecto menor que 5 con relación a toda la γ retenida.

³⁾ Textura: Relación de la intensidad media de rayos X de las orientaciones {100} <011> a {211} <011>.

ES 2 673 111 T3

[Tabla 3-2]

Chapa de acero N°	Tipo de acero	Estructura de la chapa de acero laminada en frío							Propiedades mecánicas de la chapa de acero laminada en frío					Observaciones	
		Fracción de área				Diám. medio de grano			Textura ³⁾	TS	EI	λ	TS × EI		TS × λ
		F ¹⁾	Fase de transformac. a baja temp.	γ retenida	γ ²⁾ reten. en forma protuber.	d _F	d _{M+B}	d _{As}							
		%	%	%	%	μm	μm	μm							
34	G	56	35	9	62	5.4	2.5	1,0	3,0	844	23,8	37,8	20.094	31.872	Ej. comp.
35	G	66	26	8	75	3,9	1,4	0,8	3,5	881	27,6	48,2	24.311	42.479	Ej. invenc.
36	H	51	38	11	57	6.1	3.1	1,3	2,8	1070	17,1	42,2	18.299	45.158	Ej. comp.
37	H	60	29	11	72	3,7	1,5	0,8	3,5	1035	20,2	45,8	20.899	47.385	Ej. invenc.
38	H	67	25	8	78	3,5	1,4	0,8	3,5	1044	21,3	44,9	22.246	46.894	Ej. invenc.
39	H	65	26	9	80	3,4	1,4	0,8	3,6	1027	20,7	47,2	21.257	48.470	Ej. invenc.
40	I	53	38	9	56	5.7	2.9	1,3	2,9	792	21,0	51,2	16.622	40.525	Ej. comp.
41	I	57	34	9	72	2,9	1,6	0,9	3,8	782	26,2	49,3	20.491	38.558	Ej. invenc.
42	J	60	35	5	60	6.5	3.2	1,2	3,1	835	16,3	58,2	13.611	48.597	Ej. comp.
43	J	70	25	5	73	4,3	1,5	0,8	3,4	823	23,9	54,1	19.658	44.497	Ej. invenc.
44	J	66	28	6	75	3,5	1,9	1,2	3,6	810	24,2	55,6	19.604	45.042	Ej. invenc.
45	K	60	35	5	74	3,6	1,5	0,9	5,2	1022	18,2	36,2	18.600	36.996	Ej. comp.
46	K	62	32	6	76	3,3	1,4	0,8	5,5	1019	17,3	39,6	17.629	40.352	Ej. comp.
47	L	91	9	0	-	7.4	3.7	0,8	2,3	431	30,8	101,0	13.281	43.551	Ej. comp.
48	L	92	8	0	-	7.0	3.3	0,8	2,3	436	31,0	102,0	13.525	44.503	Ej. comp.
49	M	78	11	11	89	6.2	1.8	1,0	8,2	725	24,2	78,9	17.540	57.187	Ej. comp.
50	M	73	19	9	92	4,1	1,4	0,9	12,3	749	25,9	75,3	19.386	56.362	Ej. invenc.
51	M	67	23	8	93	3,6	1,3	0,9	13,2	771	26,1	72,1	20.113	55.560	Ej. invenc.
52	N	72	17	11	93	4,7	1,5	0,9	9,5	603	34,2	99,2	20.636	59.857	Ej. invenc.
53	N	69	21	10	94	4,3	1,3	0,9	10,3	618	35,4	96,1	21.884	59.409	Ej. invenc.
54	N	61	29	10	94	3,9	1,3	0,8	10,9	627	36,2	93,5	22.712	58.662	Ej. invenc.

(Notas) ¹⁾ F: ferrita.

²⁾ γ retenida en forma de protuberancia: Fracción de área de γ retenida que tiene una relación de aspecto menor que 5 con relación a toda la γ retenida.

³⁾ Textura: Relación de la intensidad media de rayos X de las orientaciones {100} <011> a {211} <011>.

- 5 En las chapas de acero números 5, 8, 11, 14, 16, 19, 22, 25, 27, 32, 34, 36, 40, 42, 47 y 49, la velocidad de calentamiento durante el recocido fue menor que 15°C/s y, por consiguiente, la proporción sin recristalización a $\text{Ac}_1 + 10^{\circ}\text{C}$ fue menor que 30%. Por consiguiente, la microestructura de la chapa de acero laminada en frío se volvió gruesa y el diámetro medio de grano de la ferrita superó el límite superior determinado por la presente invención. En consecuencia, las propiedades mecánicas fueron inferiores.
- 10 En las chapas de acero números 4 y 29, la velocidad de calentamiento durante el recocido fue al menos 15°C/s , pero, como la temperatura de recocido superó $\text{Ac}_3 + 100^{\circ}\text{C}$, la microestructura de la chapa de acero laminada en frío se volvió gruesa y el diámetro del grano de la ferrita superó el límite superior determinado por la presente invención. En consecuencia, las propiedades mecánicas fueron inferiores.
- 15 En las chapas de acero números 45 y 46, el contenido de Nb superó el límite superior y, por consiguiente, el acero se endureció excesivamente, dando lugar al deterioro de la trabajabilidad. En consecuencia, las propiedades mecánicas de la chapa de acero laminada en frío fueron bajas, con independencia de la velocidad de calentamiento.
- 20 En las chapas de acero números 47 y 48, el contenido de Si fue menor que el límite inferior, y por consiguiente en la chapa de acero laminada en frío se formó austenita retenida. Por consiguiente, la ductilidad fue baja. En consecuencia, las propiedades mecánicas de la chapa de acero laminada en frío fueron bajas, con independencia de la velocidad de calentamiento.
- Por otra parte, las chapas de acero que tenían la composición química y la estructura determinadas por la presente invención, al tiempo que tuvieron una alta resistencia mecánica, tuvieron, en particular, una ductilidad significativamente excelente, en comparación con los ejemplos comparativos, y una capacidad de rebordeado por estiramiento favorable, como se puede observar al compararlas con las de los mismos tipos de acero.

REIVINDICACIONES

1.- Una chapa de acero laminada en frío, que tiene:

una composición química que consiste, en % en masa, en C: 0,06 a 0,3%, Si: 0,4 a 2,5%, Mn: 0,6 a 3,5%, P: como máximo 0,1%, S: como máximo 0,05%, Ti: 0 a 0,08%, Nb: 0 a 0,04%, contenido total de Ti y Nb: 0 a 0,10%, sol. Al: 0 a 2,0%, Cr: 0 a 1%, Mo: 0 a 0,3%, V: 0 a 0,3%, B: 0 a 0,005%, Ca: 0 a 0,003%, REM: 0 a 0,003% y el resto Fe e impurezas,

una microestructura que tiene una fase principal de ferrita que comprende al menos 40% en área, y una segunda fase de una fase de transformación a baja temperatura que consiste en una o en ambas de martensita y bainita que en total comprenden al menos 10% en área, y austenita retenida que comprende al menos 3% en área, caracterizada por satisfacer las ecuaciones (1) a (4):

$$d_F \leq 5,0 \quad (1);$$

$$d_{M+B} \leq 2,0 \quad (2);$$

$$d_{As} \leq 1,5 \quad (3); \text{ y}$$

$$r_{As} \geq 50 \quad (4),$$

donde d_F es el diámetro medio de grano (μm) de la ferrita determinada por los límites de grano de ángulo alto que tienen un ángulo de inclinación de al menos 15° ;

d_{M+B} es el diámetro medio de grano (μm) de la fase de transformación a baja temperatura;

d_{As} es el diámetro medio de grano (μm) de la austenita retenida que tiene una relación de aspecto menor que 5; y

r_{As} es la fracción de área (%) de la austenita retenida que tiene una relación de aspecto menor que 5 con relación a toda la austenita retenida, en donde para cada uno de los diámetros medios de grano y las fracciones de área anteriores se emplea el valor de la medición a una profundidad de 1/4 del espesor de la chapa de acero.

2.- La chapa de acero laminada en frío según se indica en la reivindicación 1, en donde la chapa de acero laminada en frío tiene una textura cuya relación de la intensidad media de rayos X de las orientaciones $\{100\} \langle 011 \rangle$ a $\{211\} \langle 011 \rangle$, respecto a la intensidad media de rayos X de una estructura aleatoria que no tiene textura, es menor que 6 a una profundidad de 1/2 del espesor de la chapa.

3.- La chapa de acero laminada en frío según se indica en la reivindicación 1 ó 2, en donde su composición química contiene, en % en masa, uno o dos elementos seleccionados entre Ti: 0,005 a 0,08% y Nb: 0,003 a 0,04%.

4.- La chapa de acero laminada en frío según se indica en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en donde la composición química contiene, en % en masa, sol. Al: 0,1 a 2,0%.

5.- La chapa de acero laminada en frío según se indica en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados entre Cr: 0,03 a 1%, Mo: 0,01 a 0,3% y V: 0,01 a 0,3%.

6.- La chapa de acero laminada en frío según se indica en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, en donde la composición química contiene, en % en masa, B: 0,0003 a 0,005%.

7.- La chapa de acero laminada en frío según se indica en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o dos elementos seleccionados entre Ca: 0,0005 a 0,003% y REM: 0,0005 a 0,003%.

8.- La chapa de acero laminada en frío según se indica en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 7, que comprende una capa de revestimiento metálico sobre la superficie de la chapa.

9.- Un procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en frío según se indica en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, comprendiendo dicho método:

(A) una etapa de laminación en frío, en la que se lamina en frío una chapa de acero laminada en caliente que tiene una composición química según se indica en cualquiera de las reivindicaciones 1 y 3 a 7, para obtener una chapa de acero laminada en frío, en donde la chapa de acero laminada en caliente es una chapa de acero en la que el diámetro medio de grano de la fase BCC, determinada por los límites de grano de ángulo alto que tienen un ángulo de inclinación de al menos 15° , es como máximo $6 \mu\text{m}$, siendo obtenida la chapa de acero mediante la etapa de enfriamiento de la laminación en caliente a una velocidad de enfriamiento ($V_{enf.}$) que satisface la siguiente ecuación (5) para el intervalo de temperatura comprendido desde la temperatura de terminación de la laminación hasta (la temperatura de terminación de la laminación - 100°C), después de la terminación de la laminación en caliente, en la que la laminación en

caliente se termina en al menos el punto Ar₃:

$$IC(T) = 0.1 - 3 \times 10^{-3} \cdot T + 4 \times 10^{-5} \cdot T^2 - 5 \times 10^{-7} \cdot T^3 + 5 \times 10^{-9} \cdot T^4 - 7 \times 10^{-11} \cdot T^5$$

$$\int_0^{-100} \frac{-dT}{V_{enf.}(T) \cdot IC(T)} < 4 \quad (5)$$

donde V_{enf.}(T) es la velocidad de enfriamiento (°C/s) (valor positivo),

T es la temperatura (°C, valor negativo) con relación a la temperatura de terminación de la laminación tomada como cero, y

5 si hay una temperatura a la que V_{enf.} es cero, como integrante de la sección se añade el valor obtenido al dividir entre IC(T) el período de parada (Δt) a esa temperatura; y

10 (B) una etapa de recocido, en la que la chapa de acero laminada en frío obtenida en la etapa (A) se somete a un recocido bajo unas condiciones en las que la chapa de acero laminada en frío se calienta a una velocidad media de calentamiento de al menos 15°C/s, de modo que la proporción sin recristalización de la región no transformada en austenita en el momento de alcanzar el (punto Ac₁ + 10°C) es al menos 30% en área, y luego se mantiene en el intervalo de temperatura de al menos (0,9 × punto Ac₁ + 0,1 × punto Ac₃) y como máximo (punto Ac₃ + 100°C) durante al menos 30 segundos.

15 10.- El procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en frío según se indica en la reivindicación 9, en donde la chapa de acero laminada en caliente, después de la terminación de la laminación en caliente, se bobina a una temperatura de como máximo 300°C y posteriormente se trata térmicamente en el intervalo de temperatura de 500°C a 700°C.

20 11.- El procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en frío según se indica en la reivindicación 9, en donde el enfriamiento para el intervalo de temperatura incluye comenzar el enfriamiento a una velocidad de enfriamiento de al menos 400°C/s, y enfriar a esa velocidad de enfriamiento para el intervalo de temperatura de al menos 30°C.

25 12.- El procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en frío según se indica en la reivindicación 9, en donde el enfriamiento para el intervalo de temperatura incluye comenzar un enfriamiento por agua a una velocidad de enfriamiento de al menos 400°C/s, y enfriar a la velocidad de enfriamiento para el intervalo de temperatura de al menos 30°C y como máximo 80°C, y luego parar el tiempo de enfriamiento por agua de 0,2 a 1,5 segundos para evaluar la conformación de la chapa a lo largo del tiempo y, posteriormente, enfriar a una velocidad de al menos 50°C/s.

30 13.- El procedimiento para fabricar una chapa de acero laminada en frío según se indica en cualquiera de las reivindicaciones 9 a 12, que después de la etapa (B) comprende además una etapa de revestimiento metálico de la chapa de acero laminada en frío.