

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 686 567**

51 Int. Cl.:

C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)
C21D 8/12 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **02.07.2012 PCT/JP2012/066878**
87 Fecha y número de publicación internacional: **10.01.2013 WO13005714**
96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **02.07.2012 E 12807151 (1)**
97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **13.06.2018 EP 2730666**

54 Título: **Método para producir una hoja de acero laminada en frío**

30 Prioridad:

06.07.2011 JP 2011150241
06.07.2011 JP 2011150242
06.07.2011 JP 2011150243
06.07.2011 JP 2011150244
06.07.2011 JP 2011150247
06.07.2011 JP 2011150248

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
18.10.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

HAGA JUN;
NISHIO TAKUYA;
WAKITA MASAYUKI;
TANAKA YASUAKI;
IMAI NORIO;
TOMIDA TOSHIRO;
YOSHIDA MITSURU y
HATA KENGO

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 686 567 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

Método para producir una hoja de acero laminada en frío

Campo técnico

5 La presente invención se relaciona con un método para producir una hoja de acero laminada en frío. Más particularmente, se relaciona con un método para producir una hoja de acero laminada en frío que es usada en varias formas formadas por conformación por presión o un proceso similar, especialmente, una hoja de acero laminada en frío de alta resistencia que es excelente en ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico.

Antecedentes de la técnica

10 En estos días cuando el campo de la tecnología industrial está altamente fraccionado, a un material usado en cada campo de tecnología se le ha requerido entregar un rendimiento especial y alto. Por ejemplo, para una hoja de acero laminada en frío que es trabajada mediante conformación por presión y puesta en uso, se ha requerido de la más excelente formabilidad con la diversificación de formas de presión. Además, como una alta fuerza ha sido requerida, el uso de una hoja de acero laminada en frío altamente extensible ha sido estudiada. En particular, al respecto de
15 una hoja de acero de automotor, para reducir el peso del cuerpo del vehículo y por lo tanto mejorar la economía del combustible desde la perspectiva del medio ambiente global, ha aumentado notablemente una demanda de hoja de acero laminada en frío altamente extensible que tenga alta formabilidad de paredes estrechas. En el conformado por presión, dado que el espesor de la hoja de acero usada es menor, es propenso a sufrir de grietas y arrugas. Por lo tanto, se requiere una hoja de acero más excelente en ductilidad y propiedad de bordeado elástico. Sin embargo, el
20 conformado por presión y la alta elasticidad de la hoja de acero son características contrarias entre sí, y por lo tanto es difícil satisfacer estas características al mismo tiempo.

Como un método para mejorar la conformación por presión de una hoja de acero laminada en frío altamente extensible, se han propuesto muchas técnicas al respecto del refinamiento del grano de microestructuras. Por ejemplo, el Documento de Patente 1 describe un método para producir una hoja de acero laminada en caliente de
25 alta fuerza de grano muy fino que es sometida a un laminado de diferencia total del 80% o superior en una región de temperatura en la vecindad del punto Ar_3 en el proceso de laminado en caliente. El Documento de Patente 2 describe un método para producir un acero ferrítico ultrafino que es sometido a un laminado continuo a una diferencia del 40% o mayor en el proceso de laminado en caliente.

Mediante estas técnicas, el balance entre fuerza y ductilidad de hojas de acero laminadas en caliente es mejorado. Sin embargo, los Documentos de Patentes descritos anteriormente no describen en absoluto un método para hacer
30 una hoja de acero laminada en frío de grano fino para mejorar la conformación por presión. Según el estudio conducido por los presentes inventores, si el laminado y recocido en frío son realizados en la hoja de acero laminada en caliente de grano fino obtenida mediante el laminado de alta reducción siendo un metal base, los granos de cristal son susceptibles de ser gruesos, y es difícil obtener una hoja de acero laminada en frío excelente en la
35 conformación por presión. En particular, en la fabricación de una hoja de acero laminada en frío de estructura compuesta que contiene una transformación a baja temperatura que produce austenita de fase o retenida en la estructura metálica, que debe ser recocida en la región de alta temperatura del punto Ac_1 o mayor, el engrosamiento de los granos de cristal en el momento del recocido es notable, y la ventaja de la hoja de acero laminada en frío de estructura compuesta que es que la ductilidad es excelente no se puede disfrutar.

El Documento de Patente 3 describe un método para producir una hoja de acero laminada en caliente que tiene granos ultrafinos, en cuyo método, la reducción del laminado en la región de recristalización dinámica es realizada con un pase de reducción de laminado de cinco o más posiciones. Sin embargo, la disminución de la temperatura en el momento del laminado en caliente debe reducirse extremadamente, y es difícil llevar a cabo este método en un
40 equipo general de laminado en caliente. Además, aunque el Documento de Patente 3 describe un ejemplo en el cual el laminado en frío y el recocido se realizan tras un laminado en caliente, el balance entre la fuerza de extensión y la capacidad de expansión es pobre, y la conformación por presión es insuficiente.

Al respecto de la hoja de acero laminada en frío que tiene una estructura fina, el Documento de Patente 4 describe una hoja de acero laminada en frío de alta fuerza de automotor excelente en seguridad de colisión y conformación, en la cual la austenita retenida que tiene un tamaño de grano de cristal medio de $5 \mu\text{m}$ o menor es dispersada en ferrita que tiene un tamaño de grano de cristal medio de $10 \mu\text{m}$ o menor. La hoja de acero que contiene austenita retenida en la estructura metálica exhibe un gran alargamiento debido a la plasticidad inducida de transformación (TRIP) producida por la martensitación de austenita durante el trabajo; sin embargo, la capacidad de expansión es dañada por la formación de martensita dura. Para la hoja de acero laminada en frío descrita en el Documento de Patente 4, se supone que la ductilidad y la capacidad de expansión son mejoradas haciendo ferrita y austenita
55 retenida fina. Sin embargo, la relación de expansión del calibre es como mucho de 1,5, y es difícil decir que se proporcione suficiente conformación por presión. Además, para mejorar el trabajo del índice de endurecimiento y mejorar la seguridad de colisión, es necesario hacer la fase principal una fase de ferrita suave, y es difícil obtener una alta fuerza extensible.

5 El Documento de Patente 5 describe una hoja de acero de alta fuerza excelente en propiedades de alargamiento y bordeado elástico, en el cual la segunda fase consiste en que se dispersa austenita retenida y/o martensita de manera fina en los granos de cristal. Sin embargo, para hacer la segunda fase fina a un tamaño de nano y para dispersarlo en los granos de cristal, es necesario contener elementos caros tal como Cu y Ni en grandes cantidades y realizar el tratamiento de la solución a una alta temperatura por un largo periodo de tiempo, de forma que la subida en el coste de producción y el descenso de la productividad son notables.

10 El Documento de Patente 6 describe una hoja de acero galvanizada en caliente altamente extensible excelente en ductilidad, propiedad de bordeado elástico, y propiedad de resistencia de fatiga, en la cual la austenita y la fase de producción de transformación a baja temperatura son dispersadas en ferrita que tiene un tamaño de grano de cristal medio de 10 µm o menor y en martensita templada. La martensita templada es una fase que es efectiva en la mejora de la propiedad de bordeado elástico y la propiedad de resistencia de fatiga, y se supone que si el refinamiento del grano de la martensita templada es realizado, estas propiedades mejoran más. Sin embargo, para obtener una estructura de metal que contiene martensita templada y austenita retenida, son necesarios un recocido principal para formar la martensita y uno secundario para templar la martensita y además para obtener la austenita retenida, así que la productividad se ve significativamente deteriorada.

20 El Documento de Patente 7 describe un método para producir una hoja de acero laminada en frío en la cual la austenita retenida es dispersada en ferrita fina, en cuyo método, la hoja de acero es enfriada rápidamente a una temperatura de 720°C o menor inmediatamente después de haber sido laminada en caliente, y es mantenida en un intervalo de temperatura de 600 a 720°C por 2 segundos o más, y la hoja de acero laminada en caliente es sujeta a laminado en frío y recocido.

25 El Documento de Patente 8 describe una hoja de acero de alta fuerza y método de fabricación de la hoja de acero de alta fuerza. La composición del acero de la hoja de acero de alta fuerza contiene: C: 0,05-0,20%; Si: 0,6-2,0%; Mn: 1,6-3,0%; P: 0,05% o por debajo; S: 0,01% o por debajo; Al: 0,1% o por debajo; y N: 0,01% o por debajo, comprendiendo el balance hierro y impurezas inevitables. El método de fabricación incluye colada continua y laminado en caliente, seguido de decapado y laminado en frío.

Documentos de patentes

Documento de Patente 1: JP 58-123823 A1

Documento de Patente 2: JP 59-229413 A1

Documento de Patente 3: JP 11-152544 A1

30 Documento de Patente 4: JP 11-61326 A1

Documento de Patente 5: JP 2005-179703 A1

Documento de Patente 6: JP 2001-192768 A1

Documento de Patente 7: WO2007/15541 A1

Documento de Patente 8: EP 2180075 A1

35 **Compendio de la invención**

40 La invención es definida por el contenido de las reivindicaciones anexas. La técnica descrita anteriormente en el Documento de Patente 7 es excelente en que una hoja de acero laminada en frío en la cual se forma una estructura de grano fino y la trabajabilidad y estabilidad termal son mejoradas se puede obtener mediante un proceso en el cual después de que haya acabado el laminado en caliente, la tensión de trabajo acumulada en la austenita no es liberada, y la transformación de ferrita se consigue con la tensión de trabajo usada como una fuerza motriz.

Sin embargo, debido a las necesidades de mayores rendimientos en los años recientes, una hoja de acero laminada en frío provista de alta fuerza, buena ductilidad, excelente propiedad de endurecimiento por trabajo, y excelente propiedad de bordeado elástico al mismo tiempo ha llegado a ser demandada.

45 La presente invención ha sido hecha para satisfacer esa demanda. Específicamente, un objetivo de la presente invención es proporcionar un método para producir una hoja de acero laminada en frío altamente extensible que tenga excelente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico, en la cual la fuerza extensible sea de 780 MPa o superior.

50 Los presentes inventores realizaron investigaciones detalladas de la influencia de composiciones químicas y condiciones de fabricación ejercidas en las propiedades mecánicas de una hoja de acero laminada en frío altamente extensible. En esta descripción, el símbolo “%” que indica el contenido de cada elemento en la composición química del acero que significa porcentaje de masa.

Una serie de aceros de muestra tienen una composición química consistente, en porcentaje de masa, en C: más de 0,020% y menos de 0,30%, Si: más de 0,10% y 3,00% o menos, Mn: más de 1,00% y 3,50% o menos, P: 0,10% o menos, S: 0,010% o menos, sol.Al: 2,00% o menos, y N: 0,010% o menos.

5 Un desbaste que tiene la composición química descrita anteriormente fue calentado a 1200°C, y después de eso fue laminado en caliente para tener un espesor de 2,0 mm en varios patrones de reducción de laminado en el intervalo de temperatura de punto Ar_3 o superior. Tras haber sido laminadas en caliente, las hojas de acero fueron enfriadas a la región de temperatura de 780°C o inferior bajo varias condiciones de enfriado. Tras ser enfriada con aire por 5 a 10 segundos, las hojas de acero fueron enfriadas a varias temperaturas a una tasa de enfriado de 90°C/s o inferior. Esta temperatura de enfriado fue usada como la temperatura de enrollado. Después de que las hojas de acero hubieron sido cargadas en un horno de calefacción eléctrica mantenido a la misma temperatura y hubieron sido mantenidas por 30 minutos, las hojas de acero fueron enfriadas al horno a una tasa de enfriado de 20°C/h, por lo cual el enfriado gradual tras el enrollado fue simulado. Algunas de las hojas de acero laminadas en caliente obtenidas de esa forma fueron calentadas a varias temperaturas, y después de eso fueron enfriadas, por lo cual se obtuvieron hojas de acero laminadas en caliente y recocidas. Las hojas de acero laminadas en caliente y las hojas de acero laminadas en caliente y recocidas fueron sometidas a un decapado y laminado en frío a una diferencia del 50% para tener un espesor de 1,0 mm. Mediante el uso de un simulador de recocido, las hojas de acero laminadas en frío obtenidas fueron calentadas a varias temperaturas y mantenidas por 95 segundos, y después de eso enfriadas para obtener hojas de acero recocidas.

20 De cada hoja de acero laminada en caliente, hoja de acero laminada en caliente y recocida, y hoja de acero recocida, se tomaron muestras para una prueba de espécimen para la observación de la estructura. Mediante el uso de un microscopio electrónico de barrido (SEM) equipado con un microscopio óptico y un analizador de patrones de difracción de electrones por retrodispersión (EBSP), la estructura metálica fue observada a una posición profunda de un cuarto de espesor desde la superficie de la hoja de acero, y mediante el uso de un aparato de difracción de rayos X (XRD), la relación de volumen de austenita retenida se midió en una posición profunda de un cuarto de espesor desde la superficie de la hoja de acero recocida. También, de la hoja de acero recocida, un espécimen de prueba extensible fue tomado como muestra a lo largo de la dirección perpendicular de la dirección de laminado. Mediante el uso de este espécimen de prueba extensible, se condujo una prueba de tensión, por lo cual la ductilidad fue evaluada mediante alargamiento total, y la propiedad de endurecimiento por trabajo fue evaluada por el índice (valor n) de endurecimiento por trabajo en el intervalo de tensión desde el 5 al 10%. Además, de la hoja de acero recocida, se tomó como muestra un espécimen de prueba de expansión del calibre de un cuadrado de 100-mm. Mediante el uso de este espécimen de prueba, se llevó a cabo una prueba de expansión del calibre, por el cual la propiedad de bordeado elástico fue evaluada. En la prueba de expansión del calibre, un agujero perforado de 10-mm de diámetro fue formado con un espacio del 12,5%, el agujero perforado fue expandido mediante el uso de una perforadora con forma de cono que tiene un ángulo de borde frontal de 60°, y la relación de expansión (relación de expansión de calibre) del agujero en el momento en que una rotura que penetra el espesor de la hoja fue generada fue medida.

Como resultado de estas pruebas preliminares, se obtuvieron los hallazgos descritos en los siguientes puntos (A) a (I).

40 (A) Si la hoja de acero laminada en caliente, que es producida a través de un así llamado proceso de enfriado rápido inmediato donde el enfriado rápido es realizado mediante enfriado por agua tras el laminado en caliente, específicamente, las hojas de acero laminadas en caliente se producen de tal forma que el acero es rápidamente enfriado a la región de temperatura de 780°C o más baja dentro de los 0,40 segundos después de completar el laminado en caliente, es laminada en frío y recocida, la ductilidad y propiedad de bordeado elástico de la hoja de acero recocida son mejoradas con la subida de la temperatura de recocido. Sin embargo, si la temperatura de recocido es demasiado alta, los granos de austenita engrosan, y la ductilidad y propiedad de bordeado elástico de la hoja de acero recocida puede deteriorarse abruptamente.

50 (B) Mediante el control de las condiciones de laminado en caliente, los granos que tienen una estructura de bcc y los granos que tienen una estructura de bcc (en adelante, esos granos son llamados de manera general "granos bcc") en la hoja de acero laminada en caliente o en la hoja de acero laminada en caliente y recocida, que se obtiene mediante el recocido de dicha hoja de acero laminada en caliente (en la presente invención, la hoja de acero laminada en caliente sujeta al recocido se refiere como "hoja de acero laminada en caliente y recocida") se hacen finas, lo que refrena el engrosamiento de los granos de austenita que puede ocurrir cuando se realiza el recocido a altas temperaturas tras el laminado en frío. La razón para esto no está clara; sin embargo, se asume que es atribuible al hecho de que, dado que los límites de los granos de cristal de los granos bcc funcionan como un sitio de nucleación de austenita por cuenta de la transformación en el momento del recocido tras el laminado en frío, la frecuencia de nucleación es aumentada mediante el refinamiento de los granos bcc, y aunque la temperatura del recocido sea alta, el engrosamiento de los granos de austenita es refrenado.

60 (C) Si se precipitan de manera fina carburos de hierro en la hoja de acero laminada en caliente o la hoja de acero laminada en caliente y recocida, el engrosamiento de los granos de austenita que puede ocurrir cuando se realiza el recocido a altas temperaturas tras el laminado en frío se refrena. La razón para esto no está clara; sin embargo, se asume que es atribuible al hecho de que (a) dado que los carburos de hierro funcionan como un sitio de nucleación

en la transformación inversa a austenita durante el recocido tras el laminado en frío, mientras los carburos de hierro se precipitan de manera más fina, la frecuencia de nucleación es aumentada, y los granos de austenita se hacen finos, y (b) dado que los carburos de hierro no disueltos refrenan el crecimiento del grano de austenita, los granos de austenita se hacen finos.

5 (D) Si la diferencia de laminado final del laminado en caliente es aumentada, el engrosamiento de los granos de austenita que puede ocurrir cuando se realiza el recocido a altas temperaturas después del laminado en frío es refrenado. La razón para esto no está clara: sin embargo, se asume que es atribuible al hecho de que (a) con el aumento de la diferencia de laminado final, los granos bcc en la hoja de acero laminada en caliente o la hoja de
10 acero laminada en caliente y recocida se hacen finos, y (b) con el aumento en la diferencia de laminado final, los carburos de hierro se hacen finos, y la densidad numérica de los mismos aumenta.

(E) En el proceso de enrollado tras el enfriado rápido inmediato, si la temperatura de enrollado es aumentada a una temperatura que exceda los 400°C, el engrosamiento de los granos de austenita que puede ocurrir cuando se realiza el recocido a altas temperaturas tras el laminado en frío es refrenado. La razón para esto no está clara: sin embargo, se asume que es atribuible al hecho de que dado que los granos de la hoja de acero laminada en caliente se hacen
15 finos mediante el enfriado rápido inmediato, con el aumento de la temperatura de enrollado, la cantidad de precipitación de los carburos de hierro en la hoja de acero laminada en caliente aumenta notablemente.

(F) Aun si la hoja de acero laminada en caliente producida con la temperatura de enrollado a baja temperatura por debajo de 400°C en el proceso de enrollado después del enfriado rápido inmediato es sujeta a recocido de hoja de laminado en caliente en el cual la hoja de acero laminada en caliente es calentada a la región de temperatura de
20 300°C o más, el engrosamiento de los granos de austenita que puede ocurrir cuando se realiza el recocido a altas temperaturas después del laminado en frío es refrenado. La razón para esto no está clara: sin embargo, se asume que es atribuible al hecho de que dado que la fase de producción de transformación en la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente se hace fina mediante el enfriado rápido inmediato, si la hoja de acero laminada en caliente es recocida, los carburos de hierro se precipitan de manera fina dentro de la fase de producción de
25 transformación a baja temperatura.

(G) A medida que el contenido de Si aumenta en el acero, el efecto de evitar el engrosamiento de los granos de austenita se vuelve más fuerte. La razón para esto no está clara: sin embargo, se asume que es atribuible al hecho de que con el aumento del contenido de Si, los carburos de hierro se hacen finos, y la densidad numérica de los mismos aumenta.

30 (H) Si la hoja de acero se moja a alta temperatura mientras que el engrosamiento de los granos de austenita es refrenado y es enfriada, una estructura metálica es obtenida en la cual la fase principal es una fina fase de producción de transformación a baja temperatura, la segunda fase contiene la fina austenita retenida, y los granos de austenita gruesos son menos.

La Figura 1 es un gráfico que muestra el resultado de la investigación de la distribución del tamaño de grano de la austenita retenida en una hoja de acero recocida obtenida mediante laminado en caliente bajo las condiciones de la diferencia de laminado final del 42% en decremento del porcentaje de espesor, la temperatura final de laminado de 900°C, la temperatura de fin de enfriado rápido de 660°C, y el proceso de enfriado rápido inmediato de 0,16 segundos desde que se completa el laminado a finalizar el enfriado rápido, y el laminado en frío con la temperatura de enrollado de 520°C, seguido por un recocido a una temperatura de mojado de 850°C. La Figura 2 es un gráfico
35 que muestra el resultado de la investigación de la distribución del tamaño del grano de austenita retenida en una hoja de acero recocida obtenida mediante el laminado en caliente de un desbaste que tiene la misma composición química mediante el uso de un método ordinario sin el proceso de enfriado rápido inmediato, y mediante el laminado en frío y recocido de la hoja de acero laminada en caliente. De la comparación de la Figura 1 y la Figura 2, se puede ver que, para la hoja de acero recocida producida a través de un proceso de enfriado rápido inmediato adecuado
40 (Figura 1), la formación de granos de austenita engrosados es refrenada, y la austenita retenida es dispersada de manera fina.

(I) La hoja de acero laminada en frío que tiene tal estructura metálica exhibe no solo alta fuerza sino también ductilidad excelente, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico.

A partir de los resultados descritos anteriormente, se reveló que una hoja de acero laminada en caliente u hoja de
50 acero laminada en caliente y recocida que tienen una estructura metálica fina, que es obtenida mediante el laminado en caliente de un acero que contiene una cierta cantidad o más de Si con la diferencia final aumentada, después de eso mediante el sometimiento de la hoja de acero laminada en caliente a un enfriado rápido inmediato, bien enrollando la hoja de acero a alta temperatura o enrollando la hoja de acero a baja temperatura y entonces sometiendo la hoja de acero a un recocido de la hoja de acero laminada en caliente, es laminada en frío, y entonces
55 la hoja de acero laminada en frío es recocida a alta temperatura, y después de eso es enfriada, por lo tanto una hoja de acero laminada en frío excelente en ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico, que tiene una estructura metálica tal que la fase principal es una fase de producción de transformación a baja temperatura, la fase secundaria contiene austenita retenida fina, y los granos de austenita engrosados son pocos, se puede producir.

En un aspecto, la presente invención proporciona un método para producir una hoja de acero laminada en frío que tiene una estructura metálica tal que la fase principal es una fase de producción de transformación a baja temperatura, y la fase secundaria contiene austenita retenida, caracterizada en que el método tiene los siguientes procesos (A) y (B) (primera invención):

- 5 (A) un paso de laminado en frío en el cual una hoja de acero laminada en caliente que tiene una composición química consistente, en porcentaje de masa, en C: más de 0,020% y menos de 0,30%, Si: más de 0,10% y como mucho 3,00%, Mn: más de 1,00% y como mucho 3,50%, P: como mucho 0,10%, S: como mucho 0,010%, sol.Al: como mínimo 0% y como mucho 2,00%, N: como mucho 0,010%, Ti: como mínimo 0% y menos que 0,050%, Nb: como mínimo 0% y menos que 0,050%, V: como mínimo 0% y como mucho 0,50%, Cr: como mínimo 0% y como mucho 1,0%, Mo: como mínimo 0% y como mucho 0,50%, B: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, Ca: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, Mg: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, REM: como mínimo 0% y como mucho 0,050%, y Bi: como mínimo 0% y como mucho 0,050%, el resto de Fe e impurezas, donde el tamaño medio de grano de los granos que tienen una estructura bcc y los granos que tienen una estructura bct rodeados por un límite de grano que tiene una diferencia de orientación de 15° o más es 6,0 mm o menor, está sometido al laminado en frío para formar una hoja de acero laminada en frío; y

(B) un proceso de recocido en el cual la hoja de acero laminada en frío es sometida a un tratamiento de mojado en la región de temperatura de (punto $A_{c3} - 40^{\circ}\text{C}$) o superior, después de eso enfriada a la región de temperatura de 500°C o inferior y 300°C o superior, y es mantenida en esa región de temperatura por 30 segundos o más.

- 20 La hoja de acero laminada en caliente es preferiblemente una hoja de acero en la cual la densidad numérica media de carburos de hierro existente en la estructura metálica es $1.0 \times 10^{-1}/\mu\text{m}^2$ o superior.

En otro aspecto, la presente invención proporciona un método para producir una hoja de acero laminada en frío que tenga una estructura metálica tal que la fase principal es una fase de producción de transformación a baja temperatura, y la segunda fase contiene austenita retenida, caracterizada en que el método tiene los siguientes procesos (C) a (E) (segunda invención):

- 25 (C) un proceso de laminado en caliente en el cual un desbaste que tiene la composición química descrita anteriormente es sometido a laminado en caliente tal que la diferencia de laminado del pase final es mayor que el 15%, y el laminado termina en la región de temperatura del punto A_{r3} o superior para formar una hoja de acero laminada en caliente, y la hoja de acero laminada en caliente es enfriada a la región de temperatura de 780°C o inferior dentro de los 0.4 segundos después de la terminación del laminado, y es enrollada en la región de temperatura de más de 400°C.

(D) un proceso de laminado en frío en el cual la hoja de acero laminada en caliente obtenida por el proceso (C) descrito anteriormente es sometida a laminado en frío para formar una hoja de acero laminada en frío; y

- 35 (E) un proceso de recocido en el cual la hoja de acero laminada en frío es sometida a un tratamiento de mojado en la región de temperatura de (punto $A_{c3} - 40^{\circ}\text{C}$) o superior, después de eso enfriada a la región de temperatura de 500°C o inferior y 300°C o superior, y es mantenida en esa región de temperatura por 30 segundos o más.

En todavía otro aspecto, la presente invención proporciona un método para producir una hoja de acero laminada en frío que tiene una estructura metálica tal que la fase principal es una fase de producción de transformación a baja temperatura, y la fase secundaria contiene austenita retenida, caracterizada en que el método tiene los siguientes procesos (F) a (I) (tercera invención):

- 40 (F) un proceso de laminado en caliente en el cual un desbaste que tiene la composición química descrita anteriormente es sometido a laminado en caliente tal que el laminado es terminado en la región de temperatura de punto A_{r3} o superior para formar una hoja de acero laminada en caliente, y la hoja de acero laminada en caliente es enfriada a la región de temperatura de 780°C o menos dentro de los 0,4 segundos después de la terminación del laminado, y es enrollada en la región de temperatura de menos de 400°C.

- 45 (G) un proceso de recocido de la hoja laminada en caliente en la cual la hoja de acero laminada en caliente obtenida mediante el proceso (F) es sometida a recocido tal que la hoja de acero laminada en caliente es calentada a la región de temperatura de 300°C o superior para formar una hoja de acero laminada en caliente y recocida;

(H) un proceso de laminado en frío en el cual la hoja de acero laminada en caliente y recocida es sometida a laminado en frío para formar una hoja de acero laminada en frío; y

- 50 (I) un proceso de recocido en el cual la hoja de acero laminada en frío es sometida a un tratamiento de mojado en la región de temperatura de (punto $A_{c3} - 40^{\circ}\text{C}$) o superior, después de eso enfriada a la región de temperatura de 500°C o inferior y 300°C o superior, y es mantenida en esa región de temperatura por 30 segundos o más.

En la estructura metálica de la hoja de acero laminada en frío, la fase secundaria preferiblemente contiene austenita retenida y ferrita poligonal.

En el proceso de laminado en frío (A), (D) o (H), el laminado en frío es preferiblemente realizado en una diferencia total que excede el 50%.

5 En el proceso de recocido (B), (E), o (I), preferiblemente, el tratamiento de mojado es realizado en la región de temperatura de (punto $Ac_3 - 40^\circ C$) o superior y menor que (punto $Ac_3 + 50^\circ C$), y/o el enfriado es realizado por $50^\circ C$ o superior a una tasa de enfriado de menos de $10,0^\circ C/s$ tras el tratamiento de mojado.

En el modo preferido, la composición química además contiene al menos un tipo de los elementos (% significa porcentaje de masa) descritos anteriormente.

Un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Ti: al menos 0,005% y menos de 0,050%, Nb: al menos 0,005% y menos de 0,050%, y V: al menos 0,010% y como mucho 0,50%; y/o

10 Un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Cr: como mucho 0,20% y como mucho 1,0%, Mo: al menos 0,05% y como mucho 0,50%, y B: al menos 0,0010% y como mucho 0,010%; y/o

Un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Ca: al menos 0,0005% y como mucho 0,010%, Mg: al menos 0,0005% y como mucho 0,010%, REM: al menos 0,0005% y como mucho 0,050%, y Bi: al menos 0,0010% y como mucho 0,050%.

15 Según la presente invención, una hoja de acero laminada en frío altamente extensible que tiene suficiente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico, que puede ser usada para trabajar tal como conformado de presión, puede ser producida. Por lo tanto, la presente invención puede contribuir en gran medida al desarrollo de la industria. Por ejemplo, la presente invención puede contribuir a la solución de los problemas de medio ambiente globales a través de aligerar en peso los cuerpos de vehículos automóviles.

20 Breve descripción de los dibujos

[Figura 1] La Figura 1 es un gráfico que muestra una distribución de tamaño de grano de austenita retenida en una hoja de acero recocida producida a través de un proceso de enfriado rápido inmediato.

[Figura 2] La Figura 2 es un gráfico que muestra una distribución de tamaño de grano de austenita retenida en una hoja de acero recocida producida sin un proceso de enfriado rápido inmediato.

25 Descripción de las realizaciones

La estructura metálica y la composición química en una hoja de acero laminada en frío altamente extensible producida por el método según la presente invención, y las condiciones de laminado y recocido y similares en el método según la presente invención capaz de producir la hoja de acero de manera eficiente, firmemente, y económicamente son descritas en detalle a continuación.

30 1. Estructura metálica

La hoja de acero laminada en frío de la presente invención tiene una estructura metálica tal que la fase principal es una fase de producción de transformación a baja temperatura, y la fase secundaria contiene austenita retenida. Esto es porque tal estructura metálica es preferible para mejorar la ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y la propiedad de bordeado elástico mientras la fuerza extensible se mantiene. Si la fase principal es ferrita poligonal que no es una fase de producción de transformación a baja temperatura, es difícil asegurar la fuerza extensible y la propiedad de bordeado elástico.

La fase principal significa una fase o estructura en la cual la relación de volumen está en el máximo, y la fase secundaria significa una fase o estructura diferente a la fase principal. La fase de producción de transformación a baja temperatura significa una fase y estructura formada por una transformación a baja temperatura, tal como martensita y bainita. Como una fase de producción de transformación a baja temperatura aparte de estas, se citan la ferrita bainítica y la martensita templada. La ferrita bainítica se distingue de la ferrita poligonal en que se toma una forma de listón o una forma de plato y que la densidad de dislocación es alta, y se distingue de la bainita en que los carburos de hierro no existen en el interior y en la interfaz. Esta fase de producción de transformación a baja temperatura puede contener dos o más tipos de fases y estructuras, por ejemplo, martensita y ferrita bainítica. En el caso donde la fase de producción de transformación a baja temperatura contiene dos o más tipos de fases y estructuras, la suma de las relaciones de volumen de esas fases y estructuras se define como la relación de volumen de la fase de producción de transformación a baja temperatura.

Para mejorar la ductilidad, la relación de volumen de la austenita retenida de la estructura total excede preferiblemente 4,0%. Esta relación de volumen además excede preferiblemente el 6,0%, y aun más preferiblemente excede el 9,0%, y más preferiblemente excede el 12,0%. Por otro lado, si la relación de volumen de austenita retenida es excesiva, la propiedad de bordeado elástico se deteriora. Por lo tanto, la relación de volumen de austenita retenida es preferiblemente inferior del 25,0%, más preferiblemente inferior del 18,0%, aún más preferiblemente inferior del 16,0%, y más preferiblemente inferior del 14,0%.

En la hoja de acero laminada en frío que tiene una estructura metálica tal que la fase principal es una fase de producción de transformación a baja temperatura, y la segunda fase contiene austenita retenida, si los granos de austenita retenida se hacen finos, la ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico son mejoradas notablemente. Por lo tanto, el tamaño de grano medio de la austenita retenida se hace preferiblemente menor que 0,80 μm . Este tamaño de grano medio se hace además preferiblemente menor que 0,70 μm , aun más preferiblemente hecho menor que 0,60 μm . El límite inferior del tamaño de grano medio de austenita retenida no está sujeto a ninguna restricción especial; sin embargo, para hacer el tamaño de grano medio de 0,15 μm o menor, es necesario aumentar notablemente la diferencia de laminado final de laminado en caliente, que lleva a una carga de producción aumentada notablemente. Por lo tanto, el límite inferior del tamaño de grano medio de la austenita retenida se hace preferiblemente mayor que 0,15 μm .

En la hoja de acero laminada en frío que tiene una estructura metálica tal que la fase principal es una fase de producción de transformación a baja temperatura, y la segunda fase contiene austenita retenida, aun si el tamaño de grano medio de la austenita retenida es pequeño, si existen granos de austenita retenida gruesos en grandes cantidades, la propiedad de endurecimiento por trabajo y propiedad de bordeado elástico son susceptibles de ser perjudicadas. Por lo tanto, la densidad numérica de los granos de austenita retenida que tiene un tamaño de grano de 1,2 μm o mayor se hace preferiblemente de $3,0 \times 10^2/\mu\text{m}^2$ o inferior. Esta densidad numérica es más preferible de $2,0 \times 10^2/\mu\text{m}^2$ o inferior, aún más preferible de $1,5 \times 10^2/\mu\text{m}^2$ o inferior, y más preferible de $1,0 \times 10^2/\mu\text{m}^2$ o inferior.

Para mejorar más la ductilidad y la propiedad de endurecimiento por trabajo, la segunda fase contiene preferiblemente ferrita poligonal además de austenita retenida. La relación de volumen de ferrita poligonal en la estructura total excede preferiblemente del 2,0%. Esta relación de volumen además excede preferiblemente del 8,0%, excede aun más preferiblemente del 13,0%. Por otro lado, si la relación de volumen de ferrita poligonal es excesiva, la propiedad de bordeado elástico se deteriora. Por lo tanto, la relación de volumen de ferrita poligonal es preferiblemente inferior del 27,0%, más preferiblemente inferior del 24,0%, y aún más preferiblemente inferior del 18,0%.

A medida que los granos de ferrita poligonal son más finos, el efecto de mejorar la ductilidad y propiedad de endurecimiento por trabajo aumenta. Por lo tanto, el tamaño de grano de cristal medio de ferrita poligonal se hace preferiblemente menor que 5,0 μm . Este tamaño de grano de cristal medio se hace más preferible menor que 4,0 μm , aún más preferiblemente menor que 3,0 μm .

Para mejorar más la propiedad de bordeado elástico, la relación de volumen de martensita templada contenida en la fase de producción de transformación a baja temperatura de la estructura total se hace preferiblemente inferior al 50,0%. Esta relación de volumen es más preferiblemente inferior al 35,0%, aún más preferiblemente inferior al 10,0%.

Para mejorar la fuerza extensible, la fase de producción de transformación a baja temperatura contiene preferiblemente martensita. En este caso, la relación de volumen de martensita en la estructura total excede preferiblemente el 4,0%. Esta relación de volumen además excede preferiblemente el 6,0%, aun más preferiblemente excede el 10,0%. Por otro lado, si la relación de volumen de martensita es excesiva, la propiedad de bordeado elástico se deteriora. Por lo tanto, la relación de volumen de martensita en la estructura total se hace preferiblemente inferior al 15,0%.

La estructura metálica de la hoja de acero laminada en frío según la presente invención se mide como se describe a continuación. Las relaciones de volumen de la fase de producción de transformación a baja temperatura y la ferrita poligonal son determinadas. Específicamente, un espécimen de prueba es tomado como muestra de la hoja de acero, y la superficie transversal longitudinal del mismo paralela a la dirección de laminado es pulida, y es corroída con nital. Después de eso, la estructura metálica es observada mediante el uso de un SEM en una posición profunda de un cuarto de grosor desde la superficie de la hoja de acero. Mediante el procesamiento de imágenes, las fracciones de áreas de la fase de producción de transformación a baja temperatura y ferrita poligonal son medidas. Mediante tal asunción de que la fracción de área es igual a la relación de volumen, las relaciones de volumen de la fase de producción de transformación a baja temperatura y la ferrita poligonal son determinadas. El tamaño de grano medio de la ferrita poligonal es determinado y descrito a continuación. Un círculo de diámetro correspondiente es determinado mediante la división del área ocupada por toda la ferrita poligonal en un campo visual por el número de granos de cristal de ferrita poligonal, y el círculo de diámetro correspondiente es definido como un tamaño de grano medio.

La relación de volumen de austenita retenida es determinada como se describe a continuación. Un espécimen de prueba es tomado como muestra de la hoja de acero, y la superficie laminada del mismo es pulida químicamente hasta una posición profunda de un cuarto de grosor desde la superficie de la hoja de acero, y la intensidad de difracción de rayos X es medida mediante el uso de un aparato de XRD.

El tamaño de grano de la austenita retenida y el tamaño de grano medio de la austenita retenida son medidos como se describe a continuación. Un espécimen de prueba es tomado como muestra de la hoja de acero, y la superficie transversal longitudinal del mismo paralela a la dirección de laminado es pulida eléctricamente. La estructura de metal es observada a una posición profunda de un cuarto de grosor desde la superficie de la hoja de acero mediante

el uso de un SEM equipado con un analizador EBSP. Una región que es observada como una fase que consiste en una estructura de cristal cúbica centrada en la cara (fase fcc) y que está rodeada por la fase padre se define como un grano de austenita retenida. Mediante el procesamiento de imágenes, la densidad numérica (número de granos por unidad de área) de granos de austenita retenida y las fracciones de área de granos de austenita retenida individuales son medidas. A partir de las áreas ocupadas por granos de austenita retenida individuales en un campo visual, los diámetros correspondientes a los círculos de los granos de austenita retenida individual son determinados, y el valor medio de los mismos se define como un tamaño de grano medio de austenita retenida.

En la observación de estructura mediante el uso de EBSP, en la región de 50 µm o más grande en la dirección del espesor de la hoja y 100 µm o más grande en la dirección de laminado, haces de electrones son aplicados a un paso de 0,1 µm para hacer juicio de la fase. También, entre los datos medidos obtenidos, los datos en los cuales el índice de confianza es 0,1 o más se usan para las mediciones de tamaño de grano como datos efectivos. También, para evitar que el tamaño de grano de la austenita retenida sea infravalorado mediante ruido de medición, solo los granos de austenita retenida que tenga un círculo de un diámetro correspondiente de 0,15 µm o más grande se toman como granos efectivos, por lo cual el tamaño de grano medio de la austenita retenida es calculado.

En la presente invención, la estructura metálica descrita anteriormente se define en una posición profunda de un cuarto de espesor desde la superficie de la hoja de acero en el caso de hoja de acero laminada en frío, y a una posición profunda de un cuarto de espesor de la hoja de acero, que es un material base, desde el límite entre la hoja de acero de material base y una capa de chapado en el caso de hoja de acero chapada.

Como la propiedad mecánica que se puede realizar en base a la característica de la estructura metálica descrita anteriormente, para asegurar la propiedad de absorción de choques, la hoja de acero de la presente invención preferiblemente tiene una fuerza extensible (TS) de 780 MPa o superior, más preferiblemente tiene una de 950 MPa o superior, en la dirección perpendicular a la dirección de laminado. También, para asegurar la ductilidad, la TS es preferiblemente inferior que 1180 MPa.

Cuando el valor obtenido mediante la conversión del alargamiento total (El₀) en la dirección perpendicular a la dirección de laminado en un alargamiento total correspondiente al grosor de la hoja de 1,2 mm en base a la fórmula (1) a continuación se toma como El, el índice de endurecimiento por trabajo calculado mediante el uso de las tensiones nominales de dos puntos de 5% y 10% dentro del intervalo de tensión hecha 5 a 10% en conformidad con los Estándares de la Industria Japonesa JIS Z2253 y las fuerzas de pruebas correspondientes a esas tensiones son tomadas como valor n, y la relación de expansión de calibre medida en conformidad con los Estándares de la Federación de Acero y Hierro Japonesa JFST1001 se toma como λ, desde el punto de vista de la conformación por presión, es preferible que el valor de TS x El sea de 15.000 MPa% o superior, el valor de TS x valor n sea de 150 MPa o superior, y el valor de TS^{1.7} x λ sea 4.500.000 MPa^{1.7%} o superior.

$$El = El_0 \times (1.2/t_0)^{0.2} \dots (1)$$

en el cual El₀ es el valor medido real del alargamiento total medido mediante el uso de JIS No. 5 espécimen de prueba extensible, t₀ es el espesor de JIS no. 5 espécimen de prueba extensible usado para medición, y El es el valor convertido del alargamiento total correspondiente al caso donde el espesor de la hoja es de 1,2mm.

TS x El es un índice para evaluar la ductilidad desde el balance entre la fuerza y el alargamiento total, TS x valor n es un índice para evaluar la propiedad de endurecimiento por trabajo desde el balance entre la fuerza y el índice de endurecimiento por trabajo, y TS^{1.7} x λ es un índice para evaluar la capacidad de expansión del calibre desde el balance entre la fuerza y la relación de expansión de calibre.

Es más preferible que el valor de TS x El sea 19.000 MPa% o superior, el valor de TS x valor n sea de 160 MPa o superior, y el valor de TS^{1.7} x λ sea de 5.500.000 MPa^{1.7%} o superior. Es todavía más preferible que el valor de TS x El sea 20.000 MPa% o superior, el valor de TS x valor n sea de 165 MPa o superior, y el valor de TS^{1.7} x λ sea de 6.000.000 MPa^{1.7%} o superior.

Dado que la tensión que ocurre cuando una parte de un automóvil es formada por presión es de entre el 5 y el 10%, el índice de endurecimiento por trabajo fue expresado por el valor n para el intervalo de tensión de 5 a 10% en la prueba de tensión. Aun si el alargamiento total de la hoja de acero es grande, la propiedad de propagación de la tensión en la conformación por presión de la parte del automóvil es insuficiente cuando el valor n es bajo, y la formación defectuosa tal como una disminución de espesor local ocurre fácilmente. También, desde el punto de vista de la fijación de la forma, la relación de rendimiento es preferiblemente más baja del 80%, más preferiblemente más baja del 75%, y aun más preferiblemente más baja del 70%.

2. Composición química del acero

C: más de 0,020% y menos de 0,30%

Si el contenido de C es 0,020% o menos, es difícil obtener la estructura metálica descrita anteriormente. Por lo tanto, el contenido de C se hace mayor que 0,020%. El contenido de C es preferiblemente más del 0,070%, más

preferiblemente más del 0,10%, y aun más preferiblemente más del 0,14%. Por otro lado, si el contenido de C es 0,30% o más, no solo la propiedad de bordeado elástico de la hoja de acero se daña, sino que también se deteriora la soldabilidad. Por lo tanto, el contenido de C se hace menor del 0,30%. El contenido de C es preferiblemente menos que 0,25%, más preferiblemente menos que 0,20%, y aún más preferiblemente menos que 0,17%.

5 Si: más de 0,10% y 3,00% o menos

El Silicio (Si) tiene una función para mejorar la ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico a través del refrenado del crecimiento del grano de austenita durante el recocido. También, Si es un elemento que tiene una función de mejorar la estabilidad de la austenita y es efectivo en la obtención de la estructura metálica descrita anteriormente. Si el contenido de Si es del 0,10% o menos, es difícil alcanzar el efecto provocado por la función descrita anteriormente. Por lo tanto, el contenido de Si se hace más del 0,10%. El contenido de Si es preferiblemente más del 0,60%, más preferiblemente más del 0,90%, y aun más preferiblemente de más del 1,20%. Por otro lado, si el contenido de Si es más del 3,00%, las propiedades de la superficie de la hoja de acero se deterioran. Además, la tratabilidad de la conversión química y la plasticidad se deterioran notablemente. Por lo tanto, el contenido de Si se hace del 3,00% o menos. El contenido de Si es preferiblemente menos del 2,00%, más preferiblemente menos del 1,8%, y aun más preferiblemente menos del 1,60%.

En el caso donde Al descrito más adelante está contenido, el contenido de Si y el contenido de sol.Al preferiblemente satisfacen la fórmula (2) a continuación, además preferiblemente satisfacen la fórmula (3) a continuación, y aún más preferiblemente satisfacen la fórmula (4) a continuación.

$$\text{Si} + \text{sol.Al} > 0.60 \dots (2)$$

$$20 \quad \text{Si} + \text{sol.Al} > 0.90 \dots (3)$$

$$\text{Si} + \text{sol.Al} > 1.20 \dots (4)$$

en las cuales, Si representa el contenido de Si (%masa) en el acero, y sol.Al representa el contenido (%masa) de Al soluble en ácido.

Mn: más del 1,00% y 3,50% o menos

25 El Manganeso (Mn) es un elemento que tiene la función de mejorar la templabilidad del acero y es efectivo en la obtención de la estructura metálica descrita anteriormente. Si el contenido de Mn es del 1,00% o menos, es difícil obtener la estructura metálica descrita anteriormente. Por lo tanto, el contenido de Mn se hace más que el 1,00%. El contenido de Mn es preferiblemente más del 1,50%, más preferiblemente más del 1,80%, y aun más preferiblemente más del 2,10%. Si el contenido de Mn se vuelve demasiado alto, en la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente, una fase de producción de transformación a baja temperatura de engrosamiento que alarga y expande en la dirección en que se forma el laminado, granos de austenita retenida engrosados aumentan en la estructura metálica tras el laminado en frío y el recocido, y la propiedad de endurecimiento por trabajo y propiedad de bordeado elástico se deterioran. Por lo tanto, el contenido de Mn se hace del 3,50% o menos. El contenido de Mn es preferiblemente menos del 3,00%, más preferiblemente menos del 2,80%, y aun más preferiblemente menos del 2,60%.

P: 0,10% o menos

40 El Fósforo (P) es un elemento contenido en el acero como una impureza, y se segrega en los límites de los granos y embrutece el acero. Por esta razón, el contenido de P es preferiblemente tan bajo como sea posible. Por lo tanto el contenido de P se hace del 0,10% o menos. El contenido de P es preferiblemente menos del 0,050%, más preferiblemente menos del 0,020%, y aun más preferiblemente menos del 0,015%.

S: 0,010% o menos

45 El Sulfuro (S) es un elemento contenido en el acero como una impureza, y forma inclusiones de base de sulfuro y deteriora la propiedad de bordeado elástico. Por esta razón, el contenido de S es preferiblemente tan bajo como sea posible. Por lo tanto, el contenido de S se hace del 0,010% o menos. El contenido en S es preferiblemente menos del 0,005%, más preferiblemente menos del 0,003%, y aún más preferiblemente menos del 0,002%.

sol.Al: 2,00% o menos

50 El Aluminio (Al) tiene una función de desoxidar el acero fundido. En la presente invención, dado que hay contenido Si que tiene una función desoxidante como Al, Al no necesita necesariamente estar contenido. Esto es, el contenido de sol.Al puede estar cercano al 0% de manera ilimitada. En el caso donde sol.Al esté contenido con el propósito de fomentar la desoxidación, un 0,0050% o más de sol.Al es preferiblemente contenido. El contenido de sol.Al es más preferiblemente más del 0,020%. También, como con el Si, Al es un elemento que tiene una función de mejorar la estabilidad de la austenita y es efectivo en obtener la estructura metálica descrita anteriormente. Por lo tanto, Al

5 puede contenerse con este propósito. En este caso, el contenido de sol.Al es preferiblemente más del 0,040%, más preferiblemente más del 0,050%, y aun más preferiblemente más del 0,060%. Por otro lado, si el contenido de sol.Al es demasiado alto, no solo es probable que ocurra una falla superficial causada por la alúmina, sino que también el punto de transformación aumenta enormemente, de modo que es difícil obtener una estructura metálica tal que la fase principal sea una fase de producción de transformación a baja temperatura. Por lo tanto, el contenido de sol.Al se hace del 2,00% o menos. El contenido de sol.Al es preferiblemente menos del 0,60%, más preferiblemente menos del 0,20%, y aun más preferiblemente menos del 0,10%.

N: 0,010% o menos

10 El Nitrógeno (N) es un elemento contenido en el acero como una impureza, y deteriora la ductilidad. Por esta razón, el contenido de N es preferiblemente tan bajo como sea posible. Por lo tanto, el contenido de N se hace del 0,010% o menos. El contenido de N es preferiblemente del 0,006% o menos, más preferiblemente del 0,005% o menos.

La hoja de acero producida por el método según la presente invención puede contener elementos descritos a continuación como elementos opcionales.

15 Un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Ti: menos del 0,050%; Nb: menos del 0,050%, y V: 0,50% o menos

20 Ti, Nb y V cada uno tiene la función de incrementar la tensión de trabajo por medio del refreno de la recristalización en el proceso de laminado en caliente, tienen una función de hacer la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente fina. También, estos elementos se precipitan como carburos o nitruros, y tienen la función de refrenar el engrosamiento de la austenita durante el recocido. Por lo tanto, un tipo o dos o más tipos de estos elementos pueden estar contenidos. Sin embargo, aun si estos elementos se contienen en exceso, el efecto provocado por la función descrita anteriormente se satura, siendo no económico. Más bien, la temperatura de recristalización en el momento del recocido aumenta, la estructura metálica después del recocido se vuelve desigual, y la propiedad de bordeado elástico también se daña. Además, la cantidad de precipitación de carburos o nitruros aumenta, la relación de producción asciende, y la fijación de la forma también se deteriora. Por lo tanto, el contenido de Ti se hace menos del 0,050%, el contenido de Nb se hace menos del 0,050%, y el contenido de V se hace del 0,50% o menos. El contenido de Ti es preferiblemente menos del 0,040%, más preferiblemente menos del 0,030%. El contenido de Nb es preferiblemente menos del 0,040%, más preferiblemente menos del 0,030%. El contenido de Ti es preferiblemente menos del 0,30%, más preferiblemente menos del 0,050%. Para lograr con seguridad el efecto provocado por la función descrita anteriormente, cualquiera de Ti: 0,005% o más, Nb: 0,005% o más, y V: 0,010% o más es preferiblemente satisfecho. En el caso donde Ti está contenido, el contenido de Ti se hace más preferiblemente del 0,010% o más, en el caso donde Nb está contenido, el contenido de Nb se hace más preferiblemente del 0,010% o más, y en el caso donde V está contenido, el contenido de V se hace más preferiblemente del 0,020% o más.

35 Un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Cr: 1,0% o menos, Mo: 0,50% o menos, y B: 0,010% o menos.

40 Cr, Mo y B son elementos que tienen la función de mejorar la templabilidad del acero y son efectivos en la obtención de la estructura metálica descrita anteriormente. Por lo tanto, un tipo, o dos o más tipos de estos elementos se pueden contener. Sin embargo, aun si estos elementos son contenidos excesivamente, el efecto provocado por la función descrita anteriormente se satura, siendo no económico. Por lo tanto, el contenido de Cr se hace del 1,0% o menos, el contenido de Mo se hace del 0,50% o menos, y el contenido de B se hace del 0,010% o menos. El contenido de Cr es preferiblemente del 0,50% o menos, el contenido de Mo es preferiblemente del 0,20% o menos, y el contenido de B es preferiblemente del 0,0030% o menos. Para obtener con más seguridad el efecto provocado por la función descrita anteriormente, cualquiera de Cr: 0,20% o más, Mo: 0,05% o más, y B: 0,0010% o más es preferiblemente satisfecho.

45 Un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Ca: 0,010% o menos, Mb: 0,010% o menos, REM: 0,050% o menos, y Bi: 0,050% o menos

50 Ca, Mg, y REM cada uno tiene la función de aumentar la propiedad de bordeado elástico por medio de la regulación de las formas de inclusión, y Bi también tiene la función de mejorar la propiedad de bordeado elástico por medio del refinamiento de la estructura solidificada. Por lo tanto, un tipo o dos o más tipos de estos elementos pueden contenerse. Sin embargo, aun si estos elementos se contienen en exceso, el efecto provocado por la función descrita anteriormente se satura, siendo no económico. Por lo tanto, el contenido de Ca se hace del 0,010% o menos, el contenido de Mg se hace del 0,010% o menos, el contenido de REM se hace del 0,050% o menos, y el contenido de Bi se hace del 0,050% o menos. Preferiblemente, el contenido de Ca es 0,0020% o menos, el contenido de Mg es 0,0020% o menos, el contenido de REM es 0,0020% o menos, y el contenido de Bi es 0,010% o menos. Para obtener con mas seguridad la función descrita anteriormente, cualquiera de Ca: 0,0005% o más, Mg: 0,0005% o más, REM: 0,0005% o más, y Bi: 0,0010% o más es preferiblemente satisfecho. Los medios REM son metales de tierra raros, y es un término general de un total de 17 elementos de Sc, Y y lantánidos. El contenido de REM es el contenido total de esos elementos.

3. Condiciones de producción

(Proceso de laminado en frío en la primera invención)

5 En el proceso de laminado en frío, una hoja de acero laminada en caliente que tiene la composición química descrita anteriormente, en la cual el tamaño de grano medio de los granos que tienen una estructura bcc y los granos que tienen una estructura bct (como se describió anteriormente, estos granos son generalmente llamados "granos bcc") rodeados por un límite de grano que tiene una diferencia de orientación de 15° o más grande es de 6,0 μm o más pequeño, y preferiblemente, además, la densidad numérica media de los carburos de hierro que existen en la estructura metálica es de 1,0 x 10⁻¹/μm² o superior, es laminada en frío para formar una hoja de acero laminada en frío.

10 En el presente documento, el tamaño de grano medio de los granos bcc se calcula por el método descrito anteriormente. Un espécimen de prueba es tomado como muestra de la hoja de acero, la superficie transversal longitudinal del mismo paralela a la dirección de laminado es pulida eléctricamente y la estructura de metal es observada mediante el uso de un SEM equipado con un analizador EBSP a una posición profunda de un cuarto de espesor desde la superficie de la hoja de acero. Una región que es observada como la fase que consiste en una estructura de cristal de tipo cristal cúbico centrada en el cuerpo rodeada por un límite que tiene una diferencia de orientación de 15° o más grande se toma como un grano de cristal, y el valor calculado por la fórmula (5) a continuación se toma como el tamaño de grano medio de los granos bcc. En esta fórmula, N es el número de granos de cristal contenido en la región de evaluación del tamaño de grano medio, A_i es el área del i-ésimo (i = 1, 2, ..., N) grano de cristal, y d_i es el círculo del diámetro correspondiente del i-ésimo grano de cristal.

20 Expresión 1

$$D = \frac{\sum_{i=1}^N A_i \times d_i}{\sum_{i=1}^N A_i} \quad (5)$$

25 La estructura de cristal de martensita es estrictamente un enrejado tetragonal centrado en el cuerpo (bct); sin embargo, en la evaluación del tamaño de grano de la presente invención, la martensita también se maneja como la fase bcc porque en la evaluación de la estructura metálica que usa el SBSP, la constante de enrejado no es considerada.

30 En la evaluación de la estructura mediante el uso de EBSP en esta realización, la fase de una región que tiene un tamaño de 50 μm en la dirección de espesor de la hoja y de 100 μm en la dirección de laminado (la dirección perpendicular a la dirección de espesor de la hoja) es juzgada mediante el control de haces de electrones a un paso de 0,1 μm. Entre los datos medidos obtenidos, los datos en los cuales el índice de confianza es 0,1 o más se usa para la medición del tamaño de grano como datos efectivos. Además, para evitar que el tamaño de grano sea infravalorado mediante ruido de medición, en la evaluación de granos bcc, a diferencia del caso descrito anteriormente de austenita retenida, el cálculo del tamaño de grano descrito anteriormente se realiza tomando solo los granos bcc que tienen un tamaño de grano de 0,47μm o más grande como granos efectivos.

35 La razón por la cual el tamaño de grano de cristal se define tomando el límite de grano como teniendo una diferencia de orientación de 15° o más grande como un límite de grano efectiva es que el límite de grano que tiene una diferencia de orientación de 15° o más grande se vuelve un sitio de nucleación efectivo de granos de austenita de transformación inversa, por el cual el engrosamiento de los granos de austenita en el momento del recocido tras el laminado en frío es refrenado, y el sitio de nucleación contribuye notablemente a la mejora de la trabajabilidad de la hoja de acero laminada en frío. También, en el caso donde la estructura de la hoja de acero laminada en caliente es una estructura de tamaño de grano mixto en la cual granos finos y granos gruesos están mezclados, la parte de granos gruesos se engruesa fácilmente en el momento del recocido tras el laminado en frío, de manera que la ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico se deterioran. En el caso donde el tamaño de grano de tal estructura de tamaño de grano mixta es evaluado por el método de corte usado generalmente como la evaluación del tamaño de grano de cristal de la estructura metálica, la influencia de granos gruesos puede ser infravalorada. En la presente invención, como un método de cálculo del tamaño de grano de cristal que considera la influencia de granos gruesos, la fórmula (5) descrita anteriormente, en la cual las áreas individuales de granos de cristal se multiplican como un peso, es usada.

50 La cantidad de carburos de hierro que existen en la hoja de acero es definida por la densidad numérica media (unidad: numero/μm²), y la densidad numérica media de los carburos de hierro es medida como se describió anteriormente. Un espécimen de prueba es tomado como muestra de la hoja de acero, la superficie transversal longitudinal del mismo paralela a la dirección de laminado es pulida, y la estructura metálica es observada mediante el uso de un microscopio óptico o un SEM a una posición profunda de un cuarto de espesor desde la superficie de la hoja de acero. El análisis de composición de precipitados se hace mediante el uso de un espectrómetro electrónico

de Auger (AES), los precipitados que contienen Fe y C como elementos constituyentes se toman como carburos de hierro, y la densidad numérica de los carburos de hierro en la estructura metálica son medidos. En la evaluación de densidad numérica de carburos de hierro de la presente invención, la observación fue realizada en cinco campos visuales de $10^2 \mu\text{m}^2$ con un aumento de x5000, el número de carburos de hierro que existen en la estructura metálica en cada campo visual fue medido, y la densidad numérica media fue calculada a partir del valor medio de los cinco campos visuales. Los carburos de hierro significan compuestos consistentes principalmente de Fe y C, y Fe_3C , $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{B})$, $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$, Fe_2C , $\text{Fe}_{2.2}\text{C}$, $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$, y similares son citados como carburos. Para refrenar eficientemente el engrosamiento de la austenita, el carburo de hierro es preferiblemente Fe_3C . También, un componente de hierro tal como Mn y Cr puede estar disuelto en estos carburos de hierro.

Para la hoja de acero laminada en caliente a ser sometida a laminado en frío, en el caso donde el tamaño de grano medio de granos bcc calculado por el método descrito anteriormente exceda de $6,0 \mu\text{m}$, la estructura metálica tras el laminado en frío y recocido es engrosada, y la ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico son dañadas. Por lo tanto, el tamaño de grano medio de granos bcc se hace de $6,0 \mu\text{m}$ o más pequeño. Este tamaño de grano medio es preferiblemente de $4,0 \mu\text{m}$ o más pequeño, y más preferiblemente de $3,5 \mu\text{m}$ o más pequeño.

Para la hoja de acero laminada en caliente a ser sometida a laminado en frío, la densidad numérica media de carburos de hierro existente en la estructura metálica es preferiblemente de $1,0 \times 10^{-1} / \mu\text{m}^2$ o superior. De este modo, el engrosamiento de la austenita en el proceso de recocido tras el laminado en frío se refrena, y la ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico de la hoja de acero laminada en frío se pueden mejorar notablemente. La densidad numérica media de los carburos de hierro es más preferiblemente de $5,0 \times 10^{-1} / \mu\text{m}^2$ o superior, aún más preferiblemente de $8,0 \times 10^{-1} / \mu\text{m}^2$ o superior.

Los tipos y relaciones de volumen de la fase y formación de la estructura de la hoja de acero laminada en caliente no se definen especialmente, y un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en ferrita poligonal, ferrita acicular, ferrita bainítica, bainita, perlita, austenita retenida, martensita, bainita templada, y martensita templada pueden ser mezclados. Sin embargo, una hoja de acero laminada en caliente más suave es preferible en que la carga del laminado en frío es aliviada y la relación de laminado en frío es además aumentada, por lo cual la estructura metálica tras ser recocida puede hacer más fina.

El método descrito anteriormente para producir una hoja de acero laminada en caliente no está definido especialmente; sin embargo, es preferible que el proceso de laminado en caliente en la segunda invención, descrito más adelante, o el proceso de laminado en caliente en la tercera invención, descritos más adelante, se adopten. La hoja de acero laminada en caliente descrita anteriormente puede ser una hoja de acero laminada en caliente y recocida sometida al recocido tras ser laminada en caliente.

El laminado en frío en sí mismo puede ser realizado de conformidad con un método ordinario. Antes del laminado en frío, la hoja de acero laminada en caliente puede ser descalcificada por decapado o los medios similares. En el laminado en frío, para fomentar la recristalización y homogeneizar la estructura metálica tras el laminado en frío y recocido, de este modo mejorando además la propiedad de bordeado elástico, la relación de laminado en frío (la diferencia total en el laminado en frío) se hace preferiblemente del 40% o superior, se hace más preferiblemente de más del 50%. De este modo, la estructura metálica tras el recocido se hace más fina, y la estructura agregada es mejorada, de forma que la ductilidad, la propiedad de endurecimiento por trabajo, la propiedad de bordeado elástico son más mejoradas. Desde este punto de vista, la relación de laminado en frío se hace más preferiblemente más del 60%, se hace lo más preferiblemente de más del 65%. Por otro lado, si la relación del laminado en frío es demasiado alta, la carga de laminado es aumentada, es difícil realizar el laminado. Por lo tanto, el límite superior de la relación de laminado en frío se hace preferiblemente menor del 80%, se hace más preferiblemente menor del 70%.

(Proceso de recocido en la primera invención)

La hoja de acero laminada en frío obtenida por el proceso de laminado en frío descrito anteriormente es recocida tras ser sometida a un tratamiento tal como desengrase de conformidad con un método conocido públicamente según sea necesario. El límite inferior de la temperatura de mojado en el recocido se hace (punto $\text{Ac}_3 - 40^\circ\text{C}$) o superior. Esto es con el propósito de obtener una estructura metálica tal que la fase principal sea una fase de producción de transformación a baja temperatura, y la fase secundaria contiene austenita retenida. Para aumentar la relación de volumen de la fase de producción de transformación a baja temperatura y para mejorar la propiedad de bordeado elástico, la temperatura de mojado se hace preferiblemente superior que (punto $\text{Ac}_3 - 20^\circ\text{C}$), y se hace más preferiblemente superior que punto Ac_3 . Sin embargo, si la temperatura de mojado es demasiado alta, la austenita se engrosa excesivamente, y la formación de ferrita poligonal es refrenada, de forma que la ductilidad, la propiedad de endurecimiento por trabajo y la propiedad de bordeado elástico son susceptibles de deteriorarse. Por lo tanto, el límite superior de la temperatura de mojado se hace preferiblemente menor que (punto $\text{Ac}_3 + 100^\circ\text{C}$), se hace más preferiblemente menor de (punto $\text{Ac}_3 + 50^\circ\text{C}$), y se hace aun más preferiblemente menor de (punto $\text{Ac}_3 + 20^\circ\text{C}$). También, para fomentar la formación de ferrita poligonal fina y para mejorar la ductilidad y la propiedad de endurecimiento por trabajo, el límite superior de la temperatura de mojado se hace preferiblemente menor que (punto $\text{Ac}_3 + 50^\circ\text{C}$), se hace más preferiblemente menor que (punto $\text{Ac}_3 + 20^\circ\text{C}$).

El tiempo de mantenimiento en la temperatura de mojado (el tiempo de mojado) no necesita ser sometido a ninguna restricción especial; sin embargo, para obtener propiedades mecánicas estables, el tiempo de mantenimiento se hace preferiblemente más largo que 15 segundos, se hace más preferiblemente más largo que 60 segundos. Por otro lado, si el tiempo de mantenimiento es demasiado largo, la austenita es engrosada excesivamente, de forma que la ductilidad, la propiedad de endurecimiento por trabajo, y la propiedad de bordeado elástico son susceptibles de deteriorarse. Por lo tanto, el tiempo de mantenimiento se hace preferiblemente más corto de 150 segundos, se hace más preferiblemente más corto de 120 segundos.

En el proceso de calentamiento en el recocido, para homogeneizar la estructura de metal tras el recocido por medio del fomento de la cristalización y para mejorar la propiedad de bordeado elástico, la tasa de calentamiento desde 700°C a la temperatura de mojado se hace preferiblemente inferior que 10,0°C/s. Esta tasa de calentamiento se hace más preferiblemente inferior que 8,0°C/s, se hace aún más preferiblemente inferior que 5,0°C/s.

En el proceso de enfriado tras el mojado en el recocido, para fomentar la formación de ferrita poligonal fina y para mejorar la ductilidad y la propiedad de endurecimiento por trabajo, el enfriado se realiza preferiblemente por 50°C o más desde la temperatura de mojado a una tasa de enfriado inferior a 10,0°C/s. Esta tasa de enfriado tras el mojado es preferiblemente inferior a 5,0°C/s, y más preferiblemente inferior a 3,0°C/s, y aún más preferiblemente inferior a 2,0°C/s. Para incrementar más la relación de volumen de la ferrita poligonal, el enfriado se realiza por 80°C o más desde la temperatura de mojado a una tasa de enfriado inferior a 10,0°C/s. El enfriado es realizado más preferiblemente por 100°C o más, aun más preferiblemente por 120°C o más.

Para obtener una estructura metálica tal que la fase principal sea una fase de producción de transformación a baja temperatura, el enfriado en el intervalo de temperatura de 650 a 500°C se realiza preferiblemente a una tasa de enfriado de 15°C/s o superior. Realizar el enfriado en el intervalo de temperatura de 650 a 450°C a una tasa de enfriado de 15°C/s o superior es más preferible. Con el aumento en la tasa de enfriado, la relación de volumen de la fase de producción de transformación a baja temperatura aumenta. Por lo tanto, una tasa de enfriado superior a 30°C/s es más preferible, y una tasa de enfriado superior a 50°C/s es aun más preferible. Por otro lado, si la tasa de enfriado es demasiado alta, la forma de la hoja de acero se deteriora. Por lo tanto, la tasa de enfriado en el intervalo de temperatura de 650 a 500°C se hace preferiblemente de 200°C/s o inferior, se hace más preferiblemente inferior a 150°C/s, y se hace aún más preferiblemente inferior a 130°C/s.

Además, para obtener austenita retenida, la hoja de acero se mantiene en la región de temperatura de 500 a 300°C por 30 segundos o más. Para mejorar la estabilidad de la austenita retenida y para mejorar la ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y la propiedad de bordeado elástico, la región de mantenimiento de temperatura se hace preferiblemente de 475 a 320°C. La región de mantenimiento de temperatura se hace más preferiblemente de 450 a 340°C, se hace aún más preferiblemente de 430 a 360°C. También, a medida que el tiempo de mantenimiento se hace más largo, la estabilidad de la austenita retenida aumenta. Por lo tanto, el tiempo de mantenimiento se hace preferiblemente de 60 segundos o más largo, se hace más preferiblemente de 120 segundos o más largo, y se hace aun más preferiblemente de 300 segundos o más largo.

En el caso donde se produce una hoja de acero electrochapada, después de que la hoja de acero laminada en frío producida por el método descrito anteriormente haya sido sometida a una preparación bien conocida y necesaria para purificar y condicionar la superficie, el electrochapado tiene solo que ser realizado de conformidad con un método ordinario. La composición química y masa del depósito de la película de chapado no está sometida a ninguna restricción especial. Como tipo de electrochapado, electrochapado en zinc, electrochapado en aleación de Zn-Ni, y similares son citados.

En el caso donde se produce una hoja de acero chapada por inmersión caliente, la hoja de acero es tratada en el método descrito anteriormente hasta el proceso de recocido, y tras ser mantenida en la región de temperatura de 500 a 300°C por 30 segundos o más, la hoja de acero es calentada según sea necesario, y es inmersa en un baño de chapado para el chapado por inmersión caliente. Para mejorar la estabilidad de la austenita retenida y para mejorar la ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico, la región de temperatura de mantenimiento se hace preferiblemente de 475 a 320°C. La región de temperatura de mantenimiento se hace más preferiblemente de 450 a 340°C, se hace aún más preferiblemente de 430 a 360°C. También, a medida que el tiempo de mantenimiento se hace más largo, la estabilidad de la austenita retenida aumenta. Por lo tanto, el tiempo de mantenimiento se hace preferiblemente de 60 segundos o más, se hace más preferiblemente de 120 segundos o más, y se hace aún más preferiblemente de 300 segundos o más. La hoja de acero puede ser recalentada y chapada por inmersión en caliente para un tratamiento de aleación. La composición química y la masa del depósito de la película de chapado no es sometida a ninguna restricción especial. Como tipo de chapado por inmersión caliente, el chapado de zinc por inmersión caliente, chapado de zinc por inmersión caliente de aleación, chapado de aluminio por inmersión caliente, chapado de aleación de Zn-Al por inmersión caliente, chapado de aleación de Zn-Al-Mg por inmersión caliente, chapado de aleación de Zn-Al-Mg-Si por inmersión caliente, y similares son citados.

La hoja de acero chapada puede ser sometida a tratamientos de conversión química adecuados tras ser chapada para mejorar la resistencia a la corrosión. En lugar del tratamiento cromado convencional, el tratamiento de

conversión química es preferiblemente realizado mediante el uso de un líquido de conversión química de tipo no cromado (por ejemplo, basado en silicato o basado en fosfato).

5 La hoja de acero laminada en frío y hoja de acero chapada así obtenidas pueden ser sometidas a laminado templado de conformidad con un método ordinario. Sin embargo, un gran porcentaje de alargamiento del laminado templado lleva al deterioro de la ductilidad. Por lo tanto, el porcentaje de alargamiento del laminado templado se hace preferiblemente de 1,0% o más pequeño, se hace más preferiblemente de 0,5% o más pequeño.

(Proceso de laminado en caliente en la segunda invención)

10 Un acero que tiene la composición química descrita anteriormente es fundido mediante medios conocidos públicamente y después de eso es formado en una palanquilla mediante un proceso de hacer una palanquilla o similar. En el proceso de fundición continua, para eliminar la ocurrencia de un defecto de superficie causada por inclusiones, un flujo adicional externo tal como agitación electromagnética es producido preferiblemente en el acero fundido en el molde. Al respecto del lingote o la palanquilla, el lingote o la palanquilla que han sido enfriados una vez pueden ser recalentados y ser sometidos a laminado en caliente. De manera alternativa, el lingote que está en un estado de alta temperatura después de la fundición continua o la palanquilla que está en un estado de alta temperatura después del proceso de hacer una palanquilla pueden ser sometidos a un laminado en caliente tal cual, o mediante calor retenido, o mediante calentándolo de manera auxiliar. En esta descripción, tal lingote y palanquilla son generalmente llamados un "desbaste" como cualquier materia prima para laminar en caliente. Para evitar que la austenita se engrose, la temperatura del desbaste que va a ser sometido al laminado en caliente se hace preferiblemente menor que 1250°C, se hace más preferiblemente menor que 1200°C. El límite inferior de la temperatura del desbaste a ser sometido a laminado en caliente no necesita estar especialmente restringido, y puede ser cualquier temperatura en la cual el laminado en caliente se pueda terminar en el punto Ar₃ o mayor como se describirá a continuación.

25 El laminado en caliente se termina en la región de temperatura punto Ar₃ o superior para hacer la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente fina por medio de la transformación de la austenita tras la terminación del laminado. Si la temperatura de terminación del laminado es demasiado baja, en la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente, un engrosamiento de la fase de producción de transformación a baja temperatura que alarga y expande en la dirección de laminado es formado, la estructura metálica tras el laminado en frío y recocido es engrosada, y la ductilidad, la propiedad de endurecimiento por trabajo, y la propiedad de bordeado elástico son susceptibles de deteriorarse. Por lo tanto, la temperatura de finalización del laminado en caliente se hace preferiblemente de punto Ar₃ o superior y superior a 820°C, se hace más preferiblemente de punto Ar₃ o superior y superior a 850°C, y se hace aun más preferiblemente de punto Ar₃ o superior y superior a 880°C. Por otro lado, si la temperatura de finalización del laminado en caliente es demasiado alta, la acumulación de tensión de trabajo es insuficiente, y es difícil hacer la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente fina. Por lo tanto, la temperatura de finalización del laminado en caliente es preferiblemente menor que 950°C, más preferiblemente menor que 920°C. También, para aligerar la carga de producción, es preferible que la temperatura de finalización del laminado en caliente sea aumentada y de ese modo la carga de laminado se reduce. Desde este punto de vista, la temperatura de finalización del laminado en caliente se hace preferiblemente de punto Ar₃ o superior y superior a 780°C, se hace más preferiblemente de punto Ar₃ o superior y superior a 800°C.

40 En el caso donde el laminado en caliente consiste en laminado en bruto y laminado acabado, para terminar el laminado acabado a la temperatura descrita anteriormente, el material laminado en bruto puede calentarse en el momento entre el laminado en bruto y el laminado acabado. Es deseable que mediante el calentamiento del material del laminado en bruto de manera que la temperatura de la parte trasera del mismo sea mayor que la de la parte delantera del mismo, las fluctuaciones en la temperatura a través de la longitud total del material laminado en bruto en el momento del inicio del laminado acabado son restringidas a 140°C o menos. De ese modo, la homogeneidad de las propiedades del producto en una bobina mejora.

45 El método de calentamiento del material de laminado en bruto solo tiene que llevarse a cabo mediante el uso de medios conocidos públicamente. Por ejemplo, un aparato de calentamiento por inducción de tipo solenoide es proporcionado entre un molino en bruto y un molino de laminado acabado, y la cantidad de temperatura que aumenta en el calentamiento puede ser controlada en base a, por ejemplo, la distribución de temperatura en la dirección longitudinal del material de laminado en bruto en el lado de flujo hacia arriba en el aparato de calentamiento por inducción.

50 Al respecto de la diferencia de laminado del laminado en caliente, la diferencia de laminado del pase final se hace superior al 15% en porcentaje decreciente de espesor. La razón para esto es que la cantidad de tensión de trabajo introducida a la austenita es aumentada, la estructura metálica de la hoja de hacer laminada en caliente se hace fina, la estructura metálica tras el laminado en frío y el recocido se hace fina, y la ductilidad, la propiedad de endurecimiento por trabajo, y la propiedad de bordeado elástico son mejoradas. La diferencia de laminado del pase final se hace preferiblemente superior al 25%, se hace más preferiblemente superior al 30%, y se hace aun más preferiblemente superior al 40%. Si la diferencia de laminado es demasiado alta, la carga de laminado aumenta, y es difícil realizar el laminado. Por lo tanto, la diferencia de laminado del pase final se hace preferiblemente inferior al 55%, se hace más preferiblemente inferior al 50%. Para reducir la carga de laminado, el así llamado laminado de

lubricación puede realizarse en el cual el laminado se realiza mientras un aceite de laminado es suministrado entre un rollo de laminado y una hoja de acero para disminuir el coeficiente de fricción.

Tras el laminado en caliente, la hoja de acero es enfriada rápidamente a la región de temperatura de 780°C o inferior dentro de los 0,40 segundos después de la terminación del laminado. La razón para esto es que la liberación de la tensión del trabajo introducida a la austenita mediante el lamiendo es refrenada, la austenita es transformada con la tensión de trabajo que está siendo usada como fuerza motriz, la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente se hace fina, la estructura metálica después del laminado en frío y el recocido se hace fina, y la ductilidad, la propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico son mejoradas. A medida que el tiempo hasta el paro del enfriado rápido es más corto, la liberación de la tensión del trabajo es refrenada. Por lo tanto, el tiempo hasta el paro del enfriado rápido tras la terminación del laminado es preferiblemente dentro de 0,30 segundos, más preferiblemente dentro de 0,20 segundos. A medida que la temperatura a la cual el enfriado rápido para es menor, la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente se hace más fina. Por lo tanto, es preferible que la hoja de acero sea enfriada rápidamente a la región de temperatura de 760°C o inferior tras la terminación del laminado. Es más preferible que la hoja de acero sea rápidamente enfriada a la región de temperatura de 740°C o inferior tras la terminación del laminado, y es aun más preferible que la hoja de acero sea rápidamente enfriada a la región de temperatura de 720°C o inferior tras la terminación del laminado. También, a medida que la tasa de enfriado medio durante el enfriado rápido es superior, la liberación de la tensión del trabajo es refrenada. Por lo tanto, la tasa de enfriado media durante el enfriado rápido se hace preferiblemente de 300°C/s o superior. De este modo, la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente puede hacerse aun más fina. La tasa de enfriado media durante el enfriado rápido se hace más preferiblemente de 400°C/s o superior, y se hace aun más preferiblemente de 600°C/s o superior. El tiempo desde la terminación del laminado al inicio del enfriado rápido y la tasa de enfriado durante el tiempo no necesitan ser definidas especialmente.

El equipamiento para realizar el enfriado rápido no está especialmente definido; sin embargo, de manera industrial, el uso de un aparato que pulveriza agua que tiene una gran densidad de cantidad de agua es adecuado. Un método es citado en el cual un cabezal de agua pulverizada es dispuesto entre los rodillos de transporte de las hojas laminadas, y agua a alta presión que tiene una densidad de cantidad de agua suficiente es pulverizada desde la parte de arriba y la parte de debajo de la hoja laminada.

Después de parar el enfriado rápido, la hoja de acero es enrollada en la región de temperatura superior a 400°C. Dado que la temperatura de enrollado es superior a 400°C, los carburos de hierro precipitan suficientemente en la hoja de acero laminada en caliente. Los carburos de hierro tienen un efecto de refrenar el engrosamiento de la estructura metálica tras el recocido. La temperatura de enrollado es preferiblemente superior a 500°C, más preferiblemente superior a 550°C, y aún más preferiblemente superior a 580°C. Por otro lado, si la temperatura de enrollado es demasiado alta, en la hoja de acero laminada en caliente, la ferrita es engrosada, y la estructura metálica tras el lamiendo en frío y el recocido es engrosada. Por lo tanto, la temperatura de enrollado se hace preferiblemente inferior a 650°C, se hace más preferiblemente inferior a 620°C. Las condiciones desde la parada del enfriado rápido al enrollado no se definen especialmente; sin embargo, tras la parada del enfriado rápido, la hoja de acero es preferiblemente mantenida en la región de temperatura de 720 a 600°C por un segundo o más. De este modo, la formación de ferrita fina es fomentada. Por otro lado, si el tiempo de mantenimiento es demasiado largo, la productividad es dañada. Por lo tanto, el límite superior del tiempo de mantenimiento en la región de temperatura de 720 a 600°C se hace preferiblemente dentro de 10 segundos. Tras ser mantenido en la región de temperatura de 720 a 600°C, la hoja de acero es enfriada preferiblemente a la temperatura de enrollado a una tasa de enfriado de 20°C/s o superior para evitar el engrosamiento de la ferrita formada.

Para la hoja de acero laminada en caliente obtenida mediante el laminado en caliente descrito anteriormente, el tamaño de grano medio de los granos bcc calculado por el método descrito anteriormente es preferiblemente de 6,0 μm o más pequeño, más preferiblemente de 4,0 μm o más pequeño, y aun más preferiblemente de 3,5 μm o más pequeño.

También, la densidad numérica media de los carburos de hierro que existen en la estructura metálica es preferiblemente de $1,0 \times 10^{-1}/\mu\text{m}^2$ o superior, más preferiblemente de $5,0 \times 10^{-1}/\mu\text{m}^2$ o superior, y aún más preferiblemente de $8,0 \times 10^{-1}/\mu\text{m}^2$.

(Proceso de laminado en frío en la segunda invención)

La hoja de acero laminada en caliente obtenida mediante el laminado en caliente anteriormente descrito es laminada en frío de conformidad con un método ordinario. Antes del laminado en frío, la hoja de acero laminada en caliente puede ser descascarillada por decapado o un medio similar. En el laminado en frío, para homogeneizar la estructura metálica tras el laminado en frío y recocido por medio del fomento de la recristalización, y para mejorar más la propiedad de bordeado elástico, la relación de laminado en frío se hace preferiblemente del 40% o superior, se hace más preferiblemente superior al 50%. De este modo, la estructura metálica tras el recocido se hace aun más fina, y la estructura agregada es mejorada, de forma que la ductilidad, la propiedad de endurecimiento por trabajo, y la propiedad de bordeado elástico son más mejoradas. Desde este punto de vista, la relación de laminado en frío se hace preferiblemente de más del 60%, se hace más preferiblemente de más del 65%. Por otro lado, si la relación de laminado en frío es demasiado alta, la carga de laminado es aumentada, y es difícil realizar el laminado. Por lo tanto,

el límite superior de la relación de laminado en frío se hace preferiblemente inferior al 80%, se hace más preferiblemente inferior al 70%.

(Proceso de recocido en la segunda invención)

5 La hoja de acero laminada en frío obtenida por el laminado en frío descrito anteriormente es recocida del mismo modo que el proceso de recocido de la primera invención.

(Proceso de laminado en caliente en la tercera invención)

10 Hasta el laminado en caliente y subsecuente enfriado rápido inmediato, el proceso de laminado en caliente en la tercera invención es el mismo que el de la segunda invención. Tras el paro del enfriado rápido, la hoja de acero es enrollada en la región de temperatura inferior a 400°C y la hoja de acero laminada en caliente obtenida es sometida a un recocido de hoja laminada en caliente.

15 Haciendo que la temperatura de enrollado sea inferior a 400°C, en el momento del siguiente recocido de la hoja laminada en caliente, los carburos de hierro se pueden precipitar de manera fina, y la estructura metálica tras el laminado en frío y subsecuente recocido se hace fina. La temperatura de enrollado en este caso es preferiblemente inferior a 300°C, más preferiblemente inferior a 200°C, y aún más preferiblemente inferior a 100°C. La temperatura de enrollado puede ser la temperatura ambiente.

20 La hoja de acero laminada en caliente enrollada a una temperatura inferior a 400°C como se describió anteriormente es sometida a un desengrase y a un tratamiento similar según sea necesario de conformidad con un método conocido públicamente, y después de eso es recocida. El recocido realizado en una hoja de acero laminada en caliente es llamado recocido de hoja laminada en caliente, y la hoja de acero que ha sido sometida al recocido de hoja laminada en caliente es llamada hoja de acero laminada en caliente y recocida. Antes del recocido de hoja laminada en caliente, la hoja de acero puede ser descascarillada por decapado o un medio similar. Con el aumento de la temperatura en el recocido de la hoja laminada en caliente, Mn o Cr se concentran en los carburos de hierro, y la función de evitar el engrosamiento de los granos de austenita debido a los carburos de hierro aumenta. Por lo tanto, el límite inferior de la temperatura de calentamiento se hace superior a 300°C. El límite inferior de la temperatura de calentamiento se hace preferiblemente superior a 400°C, se hace preferiblemente superior a 500°C, y se hace aún más preferiblemente superior a 600°C. Por otro lado, si la temperatura de calentamiento es demasiado alta, el engrosamiento y la re-disolución de los carburos de hierro ocurre, y el efecto de evitar el engrosamiento de los granos de austenita es dañado. Por lo tanto, el límite superior de la temperatura de calentamiento se hace preferiblemente inferior a 750°C, se hace más preferiblemente inferior a 700°C, y se hace aún más preferiblemente inferior a 650°C

35 El tiempo de mantenimiento en el recocido de hoja laminada en caliente no necesita estar sometido a ninguna restricción especial. Para la hoja de acero laminada en caliente producida a través de un proceso de enfriado rápido inmediato adecuado, la estructura metálica es fina, los sitios de precipitación de los carburos de hierro son muchos, y los carburos de hierro precipitan rápidamente. Por lo tanto, la hoja de acero no necesita ser mantenida por un largo periodo de tiempo. Un tiempo de mantenimiento largo degrada la productividad. Por lo tanto, el límite superior del tiempo de mantenimiento es preferiblemente más corto de 20 horas, más preferiblemente más corto de 10 horas, y aun más preferiblemente más corto de 5 horas.

40 Para la hoja de acero laminada en caliente y recocida mediante el método descrito anteriormente, el tamaño de grano medio de los granos bcc calculado mediante el método descrito anteriormente es preferiblemente de 6,0 μm o más pequeño, más preferiblemente de 4,0 μm o más pequeño, y aun más preferiblemente de 3,5 μm o más pequeño.

También, la densidad numérica media de carburos de hierro que existe en la estructura metálica es preferiblemente de $1,0 \times 10^{-1}/\mu\text{m}^2$ o superior, más preferiblemente de $5,0 \times 10^{-1}/\mu\text{m}^2$ o superior, y aún más preferiblemente de $8,0 \times 10^{-1}/\mu\text{m}^2$.

45 (Proceso de laminado en frío en la tercera invención)

La hoja de acero laminada en caliente obtenida por el laminado en caliente descrito anteriormente es laminada en frío del mismo modo que el proceso de laminado en frío en la segunda invención.

(Proceso de recocido en la tercera invención)

50 La hoja de acero laminada en frío obtenida mediante el laminado en frío descrito anteriormente es recocida del mismo modo que el proceso de recocido en la primera y segunda invenciones.

Los siguientes ejemplos ilustran meramente la presente invención, y no pretenden limitar la presente invención.

Ejemplo 1

El Ejemplo 1 describe un ejemplo del caso donde en la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente, el tamaño de grano medio de los granos bcc rodeados por un límite de grano que tiene una diferencia de orientación de 15° o más grande es de 6,0 μm o más pequeño.

5 Mediante el uso de un horno experimental de fusión al vacío, los aceros con la composición química dada en la Tabla 1 fueron derretidos y fundidos. Estos lingotes fueron formados en palanquillas de 30-mm de espesor mediante el forjado en caliente. Las palanquillas fueron calentadas a 1200°C mediante el uso de un horno de calefacción eléctrica y mantenidas por 60 minutos, y después de eso fueron laminadas en caliente bajo las condiciones dadas en la Tabla 2.

10 Específicamente, mediante el uso de un molino de laminado en caliente experimental, un laminado de 6 pases fue realizado en la región de temperatura de punto Ar_3 o superior para finalizar cada uno de las palanquillas en una hoja de acero que tiene un espesor de 2 a 3 mm. La diferencia del paso final se configura desde 12 hasta 42% en porcentaje de disminución de espesor. Después del laminado en caliente, la hoja de acero fue enfriada a una temperatura de 650 a 720°C bajo varias condiciones de enfriado mediante el uso de un pulverizador de agua. Sucesivamente, después de haber permitido que se enfríe entre 5 y 10 segundos, la hoja de acero fue enfriada a
15 varias temperaturas a una tasa de enfriado de 60°C/s, y estas temperaturas fueron tomadas como temperaturas de enrollado. La hoja de acero fue cargada en un horno de calefacción eléctrico que fue mantenido a esa temperatura, y fue mantenido por 30 minutos. Después de eso, el enfriado gradual tras el enrollado fue simulado mediante el enfriado mediante horno de la hoja de acero a la temperatura ambiente a una tasa de enfriado de 20°C/h, por lo cual una hoja de acero laminada en caliente era obtenida.

20 Un espécimen de prueba para la medición del EBSP fue tomado como muestra de la hoja de acero laminada en caliente obtenida, y la superficie transversal longitudinal del mismo paralela a la dirección de laminado fue electropulida. Después de eso, la estructura metálica fue observada a una posición profunda de un cuarto de espesor desde la superficie de la hoja de acero, y mediante análisis de imágenes, el tamaño de grano medio de los granos bcc fue medido. Específicamente, como un dispositivo de medida EBSP, OIM(TM)5 fabricado por TSL Corporation fue usado, haces de electrones fueron aplicados a un paso de 0,1 μm en una región que tiene un tamaño de 50 μm en la dirección del espesor de la hoja y 100 μm en la dirección de laminado, y entre los datos medidos obtenidos, los datos en los cuales el índice de confianza fue de 0,1 o más fue usado como dato efectivo para hacer un juicio de los granos bcc. Con una región rodeada por un límite de grano que tiene una diferencia de orientación de 15° o más grande siendo hecho un grano bcc, el círculo de diámetro correspondiente y el área del grano bcc individual fueron determinados, y el tamaño de grano medio de los granos bcc fue calculado de conformidad con la fórmula (5) mencionada anteriormente. En el cálculo del tamaño de grano medio, los granos bcc que tienen cada círculo de diámetro correspondiente de 0,47 μm o más grande fueron hechos granos bcc efectivos. Como se describió anteriormente, en la evaluación de la estructura metálica que usa el EBSP, la constante de red no es considerada. Por lo tanto, los granos que cada uno tienen una estructura bct (enrejado tetragonal centrado en el cuerpo) tal como la martensita también son medidos juntos. Por lo tanto, los granos bcc incluyen tanto los granos que tienen una estructura bcc como los granos que tienen una estructura bct.
25
30
35

La hoja de acero laminada en caliente obtenida fue decapada para formar un metal base para el laminado en frío. El metal base fue laminado en frío a una relación de laminado en frío de 50 al 60%, por lo cual una hoja de acero laminada en frío que tiene un espesor de 1,0 a 1,2 mm fue obtenida. Mediante el uso del simulador de recocido continuo, la hoja de acero laminada en frío obtenida fue calentada a 550°C a una tasa de calentamiento de 10°C/s, después de eso siendo calentada a varias temperaturas dadas en la Tabla 2 a una tasa de calentamiento de 2°C/s, y fue mojada por 95 segundos. Subsecuentemente, la hoja de acero fue enfriada hasta varias temperaturas de paro del enfriado dadas en la Tabla 2 con la tasa de enfriado media desde 700°C siendo 60°C/s, mantenida a esa temperatura por 330 segundos, y después de eso fue enfriada a temperatura ambiente, por lo cual una hoja de
40
45 acero recocida fue obtenida.

ES 2 686 567 T3

Tabla 1

Acero	Composición química (%masa) (remanente: Fe e impurezas)								Punto Ac ₃ (°C)	Punto Ar ₃ (°C)
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Otros		
A	0.124	0.05*	2.97	0.011	0.003	0.031	0.0041		792	698
B	0.145	0.99	2.49	0.012	0.004	0.029	0.0048		836	742
C	0.147	0.98	2.48	0.011	0.003	0.030	0.0038	Nb:0.011	840	753
D	0.145	1.25	2.49	0.010	0.001	0.049	0.0030		846	742
E	0.149	1.49	2.48	0.010	0.001	0.050	0.0035		862	752
F	0.146	1.25	2.48	0.009	0.001	0.150	0.0032	Nb:0.010	874	764
G	0.166	1.51	2.53	0.010	0.001	0.048	0.0032	Nb:0.011	856	741
H	0.174	1.26	2.50	0.008	0.001	0.050	0.0032	Nb:0.013	839	742
I	0.176	1.26	2.51	0.008	0.001	0.051	0.0031	Nb:0.011	843	736
J	0.175	1.25	2.50	0.008	0.001	0.050	0.0033	Ti:0.021	848	750
K	0.175	1.30	2.53	0.008	0.001	0.045	0.0030	Nb:0.010	849	731
L	0.184	1.28	2.24	0.009	0.001	0.050	0.0032	Nb:0.011	854	754
M	0.203	1.28	1.93	0.009	0.001	0.051	0.0027	Nb:0.011	855	768
N	0.197	1.26	1.92	0.009	0.001	0.140	0.0033	Nb:0.010	870	781
O	0.198	1.26	2.22	0.009	0.001	0.143	0.0031	Nb:0.011	855	758
P	0.197	1.28	2.24	0.009	0.001	0.151	0.0029	Nb:0.011 Cr:0.30	848	786
Q	0.150	1.51	2.51	0.008	0.001	0.052	0.0034	V:0.11 REM:0.0006	872	783
R	0.151	1.50	2.52	0.009	0.001	0.047	0.0031	Bi:0.008	862	772
S	0.149	1.25	2.47	0.009	0.001	0.152	0.0033	Ca:0.0009 Mg:0.0007	864	775
T	0.148	1.26	2.48	0.009	0.001	0.141	0.0030	Mo:0.10 B:0.0015	877	741

Nota) 1. punto Ac₃ fue determinado a partir del cambio de expansión termal en el momento cuando la hoja de acero laminada en frío fue calentada a 2°C/s
2) Punto Ar₃ fue determinado a partir del cambio de expansión termal en el momento cuando la hoja de acero laminada en frío fue calentada a 900°C y después de eso fue enfriada a 0.01°C/s.

Tabla 2

Prueba No.	Acero	Laminado en caliente; condición							Tamaño grano medio de granos		Condición de recocido	
		Diferencia de pase final (%)	Esesor hoja tras recocido ¹⁾ (mm)	Temperatura finalizacion laminado (°C)	Temperatura paro enfriado rápido (°C)	Tiempo hasta paro enfriado rápido ²⁾ (s)	Tasa enfriado medio ³⁾ (°C/s)	Temperatura de enrollado (°C)	bcc de hoja de acero laminada en caliente (µm)	Temperatura mojado (°C)	Temperatura paro enfriado (°C)	
1	A*	22	2.0	830	650	0.17	1200	600	6.3*	850	400	
2	B	25	3.0	830	680	4.14	61	600	7.8*	820	350	
3	B	25	3.0	840	710	0.20	722	600	5.1	790*	350	
4	C	25	3.0	830	670	4.14	65	600	7.3*	820	350	
5	D	42	2.0	900	660	0.18	1500	520	2.7	850	375	
6	E	33	2.0	900	660	0.17	1600	600	3.5	850	350	
7	E	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.8	850	350	
8	F	33	2.0	900	660	0.17	1600	520	3.3	850	375	
9	G	33	2.0	900	650	0.17	1667	540	3.4	865	350	
10	H	22	2.0	900	720	5.52	51	600	6.8*	850	350	
11	I	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.7	850	425	
12	J	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.6	850	400	
13	K	12	2.0	900	660	0.15	1846	560	6.3*	850	375	
14	K	22	2.0	900	660	0.17	1600	560	4.8	850	375	
15	K	33	2.0	900	660	0.17	1600	600	3.7	790*	400	
16	K	33	2.0	900	660	0.17	1600	560	3.3	850	325	
17	L	33	2.0	900	660	0.17	1600	600	3.5	850	400	
18	L	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.6	850	400	
19	M	33	2.0	900	670	0.17	1533	600	3.3	850	350	
20	M	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.7	850	400	
21	N	33	2.0	900	660	0.18	1500	510	3.4	850	400	
22	O	33	2.0	900	670	0.17	1533	520	3.5	850	400	

(continuación)

Prueba No.	Acero	Laminado en caliente; condición								Tamaño grano medio de granos bcc de hoja de acero laminada en caliente (µm)		Condición de recocido	
		Diferencia de pase final (%)	Espesor hoja tras recocido ¹⁾ (mm)	Temperatura finalización laminado (°C)	Temperatura paro enfriado rápido (°C)	Tiempo hasta paro enfriado rápido ²⁾ (s)	Tasa enfriado medio ³⁾ (°C/s)	Temperatura de enrollado (°C)	Temperatura mojado (°C)	Temperatura paro enfriado (°C)			
23	P	33	2.0	900	660	0.18	1500	510	850	350	350		
24	Q	42	2.0	900	650	0.18	1563	560	865	350	350		
25	R	42	2.0	900	650	0.18	1563	560	865	350	350		
26	S	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	865	400	400		
27	T	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	865	400	400		

1) Espesor de hoja de la hoja de acero laminada en caliente. 2) Tiempo desde la terminación del laminado al paro de enfriado rápido.
3) Tasa de enfriado media durante el enfriado rápido.

Un espécimen de prueba para la observación de SEM fue tomado como muestra de la hoja de acero recocida, y la superficie transversal longitudinal de la misma paralela a la dirección de laminado fue pulida. Después de eso, la estructura metálica fue observada en una posición profunda de un cuarto del espesor desde la superficie de la hoja de acero, y mediante procesamiento de imágenes, las fracciones de volumen de la fase de producción de transformación a baja temperatura y la ferrita poligonal fueron medidas. También, el tamaño de grano medio (círculo de diámetro correspondiente) de la ferrita poligonal fue determinado mediante la división del área ocupada por toda la ferrita poligonal por el número de granos de cristal de ferrita poligonal.

También, un espécimen de prueba para la medición de XRD fue tomado como muestra de la hoja de acero recocida, y la superficie laminada hasta una posición profunda de un cuarto de espesor desde la superficie de la hoja de acero fue pulida de manera química. Después de eso, una prueba de difracción de rayos X fue realizada para medir la difracción del volumen de la austenita retenida. Específicamente, RINT2500 fabricado por Rigaku Corporation fue usado como un difractómetro de rayos X, y haces de Co-K α fueron aplicados para medir las intensidades integradas de los picos de difracción de la fase α (110), (200), (211) y de los picos de difracción de la fase γ (111), (200), (220), por lo cual la fracción de volumen de la austenita retenida fue determinada.

Además, un espécimen de prueba para la medición de EBSP fue tomado como muestra de la hoja de acero recocida, y la superficie transversal longitudinal del mismo paralela a la dirección de laminado fue pulida eléctricamente. Después de eso, la estructura metálica fue observada en una posición profunda de un cuarto de espesor desde la superficie de la hoja de acero, y mediante análisis de imágenes, la distribución de tamaño de grano de la austenita retenida y el tamaño de grano medio de la austenita retenida fueron medidos. Específicamente, como un dispositivo de medida EBSP, OIM(TM)5 fabricado por TSL Corporation fue usado, haces de electrones fueron aplicados a un paso de 0,1 μm en una región que tiene un tamaño de 50 μm en la dirección del espesor de la hoja y 100 μm en la dirección de laminado, y entre los datos medidos obtenidos, los datos en los cuales el índice de confianza fue de 0,1 o más fue usado como dato efectivo para hacer un juicio de la fase fcc. Con una región que fue observada como la fase fcc y fue rodeada por una fase padre siendo hecha un grano de austenita retenida, el círculo de diámetro correspondiente del grano de austenita retenida individual fue determinado. El tamaño de grano medio de austenita retenida fue calculado como el valor medio del círculo de diámetro correspondiente de granos de austenita retenida efectivos individuales, los granos de austenita retenida efectiva siendo granos de austenita retenidas que cada uno tiene un círculo de diámetro correspondiente de 0,15 μm o más grande. También, la densidad numérica (N_R) por unidad de área de granos de austenita retenida que cada uno tiene un tamaño de 1,2 μm o más grande fue determinada.

La producción de tensión (YS) y la fuerza extensible (TS) fueron determinadas mediante el muestro de un espécimen de prueba extensible JIS No. 5 a lo largo de la dirección perpendicular a la dirección de laminado de una hoja de acero recocida, y mediante la realización de una prueba de tensión a una tasa de tensión de 10 mm/min. El alargamiento total (El) fue determinado como sigue: una prueba de tensión fue realizada mediante el uso de un espécimen de prueba extensible JIS No. 5 tomado como muestra a lo largo de la dirección perpendicular a la dirección de laminado, y mediante el uso del valor medido (El_0) realmente obtenido, el valor convertido del alargamiento total correspondiente al caso donde el espesor de la hoja es de 1,2 mm fue determinado en base a la fórmula (1) anterior. El índice de endurecimiento por trabajo (valor n) fue determinado con el intervalo de tensión siendo de 5 a 10% mediante la realización de una prueba de tensión mediante el uso de un espécimen de prueba extensible JIS No. 5 tomado como muestra a lo largo de la dirección perpendicular a la dirección de laminado. Específicamente, el valor n fue calculado por los dos métodos de punto mediante el uso de fuerzas de prueba con respecto a las tensiones nominales de 5% y 10%.

La propiedad de bordeado elástico fue evaluada mediante la medición de la relación de expansión de calibre (λ) mediante el método descrito a continuación. A partir de la hoja de acero recocida, un espécimen de prueba de expansión de calibre de 100-mm cuadrado fue tomado como muestra. Un agujero perforado de 10-mm de diámetro fue formado con una holgura del 12,5%, el agujero perforado fue expandido desde el lado de caída de cortante mediante el uso de un punzón en forma de cono que tiene un ángulo de borde frontal de 60°, y se midió la relación de expansión del agujero en el momento en que se generó una grieta que penetra en el espesor de la hoja. Esta relación de expansión fue usada como la relación de expansión del calibre.

La Tabla 3 da los resultados de observación de la estructura metálica y los resultados de evaluación de rendimiento de la hoja de acero laminada en frío después de ser recocida. En las Tablas 1 a 3, la marca "*" adjunta a un símbolo o número indica que el símbolo o número está fuera del alcance de la presente invención.

Tabla 3

Prueba No.	Acero	Espesor hoja acero laminada en frío (mm)	Relación laminación en frío (%)	Estructura metálica hoja acero laminada en frío (%: relación de volumen)					Propiedad mecánica de la hoja de acero laminada en frío								
				Fase de producción a baja temperatura (%)	Retenida γ (%)	Poligonal α (%)	Tamaño grano medio (μm)		N_{R^2} (número/ μm^2)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	valor n	λ (%)	TS \times EI (MPa%)	TS \times valor n (MPa)	TS $\times\lambda$ (MPa \times 1.7%)
1	A*	1.0	50	78	4.0	18	0.81	6.4	0.005	502	716	24.8	0.175	47	17757	125	3353127
2	B	1.2	60	64	10	26	0.82	6.8	0.037	503	978	17.1	0.148	35	16724	145	4242717
3	B	1.2	60	39	8	53	0.83	4.8	0.039	520	1056	15.5	0.159	32	16368	168	4419556
4	C	1.2	60	64	8	28	0.71	7.3	0.036	511	1020	16.0	0.143	33	16320	146	4296692
5	D	1.0	50	86	7	7	0.42	1.4	0.006	521	952	22.1	0.202	83	21039	192	9610830
6	E	1.0	50	80	8	12	0.44	2.5	0.007	512	963	22.3	0.200	57	21475	193	6730379
7	E	1.0	50	78	8	14	0.43	3.2	0.006	519	964	22.1	0.189	74	21304	182	8753116
8	F	1.0	50	73	10	17	0.55	3.2	0.018	606	1003	21.5	0.167	57	21565	168	7212510
9	G	1.0	50	83	8	9	0.52	1.6	0.015	633	1095	18.9	0.161	66	20696	176	9695003
10	H	1.0	50	90	8	2.0	0.74	0.6	0.036	760	1084	17.3	0.136	29	18753	147	4187432
11	1	1.0	50	80	15	5	0.50	0.8	0.014	685	1034	23.4	0.186	48	24196	192	6396261
12	J	1.0	50	80	14	6	0.51	1.0	0.013	670	1023	22.9	0.190	49	23427	194	6411869
13	K	1.0	50	90	8	2.0	0.71	0.9	0.036	736	1040	18.2	0.143	30	18928	149	4037178
14	K	1.0	50	86	9	5	0.64	1.2	0.032	732	1047	18.7	0.146	35	19579	153	4764062
15	K	1.0	50	42	13	45	0.82	6.9	0.040	642	990	20.5	0.196	27	20295	194	3341516
16	K	1.0	50	85	8	7	0.59	2.0	0.031	762	1094	16.2	0.143	35	17723	156	5133310
17	L	1.0	50	78	12	10	0.51	2.2	0.013	501	930	23.5	0.243	55	21855	226	6120455
18	L	1.0	50	77	13	10	0.51	2.0	0.014	457	937	22.3	0.243	54	20895	228	6086268
19	M	1.0	50	65	10	25	0.54	4.7	0.018	569	985	22.6	0.172	52	22261	169	6380356
20	M	1.0	50	61	13	26	0.62	4.8	0.025	575	901	26.4	0.184	59	23786	166	6221343
21	N	1.0	50	61	14	25	0.65	4.5	0.028	527	879	27.1	0.193	64	23821	170	6470846
22	O	1.0	50	74	12	14	0.55	2.3	0.021	693	993	22.2	0.169	53	22045	168	6593099

(continuación)

Prueba No.	Acero	Espesor hoja acero laminada en frío (mm)	Relación laminación en frío (%) ¹⁾	Fase de producción a baja temperatura (%)	Retenida γ (%)	Poligonal α (%)	Tamaño grano medio (μm)		$N_P^{(2)}$ (número/ μm^2)	Propiedad mecánica de la hoja de acero laminada en frío							
							Retenida γ	Poligonal α		YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	valor n	λ (%)	TS×EI (MPa%)	TS x valor n (MPa)	TS ^{1.7} × λ (MPa ^{1.7} %)
23	P	1.0	50	85	11	4	0.43	0.7	0.008	571	1071	19.3	0.187	49	20670	200	6931675
24	Q	1.0	50	77	8	15	0.42	2.9	0.006	587	1011	211.5	0.192	77	21737	194	9875695
25	R	1.0	50	77	9	14	0.41	2.8	0.007	535	986	211.6	0.199	72	21298	196	8849592
26	S	1.0	50	84	9	7	0.43	1.4	0.007	699	1061	20.3	0.177	86	21538	188	11973320
27	T	1.0	50	73	10	17	0.47	2.5	0.010	534	999	22.8	0.212	75	22777	212	9425895

1) Relación de laminado en frío: Diferencia total del laminado en frío; 2) NR: Densidad numérica de granos de austenita retenida que tienen un tamaño de grano de 1.2 μm o más grande; 3) EI: Alargamiento total convertido para corresponder con 1.2-mm de espesor, λ : relación de expansión de calibre, valor n: índice de endurecimiento por trabajo

5 Todos los resultados de pruebas de las hojas de acero laminadas en frío producidas bajo las condiciones definidas en la presente invención tuvieron el valor de TS x EI de 15.000 MPa% o superior, el valor de TS x valor n de 150 o superior, y el valor de $TS^{1.7} \times \lambda$ de 4.500.000 MPa^{1.7%} o superior, exhibiendo excelente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico. En particular, todos los resultados de pruebas de la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente en las cuales el tamaño de grano medio de granos bcc rodeados por un límite de grano que tiene una diferencia de orientación de 15° o más grande fue de 4,0 μm o más pequeño, y la temperatura de paro de enfriado tras el recocido fue de 340°C o superior donde el valor de TS x EI es de 19.000 MPa% o superior, el valor de TS x valor n de 160 o superior, y el valor de $TS^{1.7} \times \lambda$ de 5.500.000 MPa^{1.7%} o superior, exhibiendo especialmente excelente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico.

Ejemplo 2

15 El ejemplo 2 describe un ejemplo del caso donde en la estructura metálica de la hoja de acero laminada en caliente, el tamaño de grano medio de los granos bcc rodeados por un límite de grano que tiene una diferencia de orientación de 15° o más es de 6,0 μm o más pequeño, y la densidad numérica media de carburos de hierro es de $1,0 \times 10^{-1}/\mu\text{m}^2$ o superior.

20 Mediante el uso de un horno experimental de fusión al vacío, los aceros que tienen cada uno la composición química dada en la Tabla 4 fueron derretidos y fundidos. Estos lingotes fueron formados en palanquillas de 30-mm de espesor mediante el forjado en caliente. Las palanquillas fueron calentadas a 1200°C mediante el uso de un horno de calefacción eléctrica y mantenidas por 60 minutos, y después de eso fueron laminadas en caliente bajo las condiciones dadas en la Tabla 5.

25 Específicamente, mediante el uso de un molino de laminado en caliente experimental, un laminado de 6 pases fue realizado en la región de temperatura de punto Ar₃ o superior para finalizar cada una de las palanquillas en una hoja de acero que tiene un espesor de 2 a 3 mm. La diferencia del pase final se configura a 22 hasta 42% en porcentaje de disminución de espesor. Después del laminado en caliente, la hoja de acero fue enfriada a una temperatura de 650 a 720°C bajo varias condiciones de enfriado mediante el uso de un pulverizador de agua. Sucesivamente, después de haber permitido que se enfríe entre 5 a 10 segundos, la hoja de acero fue enfriada a varias temperaturas a una tasa de enfriado de 60°C/s, y estas temperaturas fueron tomadas como temperaturas de enrollado. La hoja de acero fue cargada en un horno de calefacción eléctrico que fue mantenido a esa temperatura, y fue mantenido por 30 minutos. Después de eso, el enfriado gradual tras el enrollado fue simulado mediante el enfriado mediante horno de la hoja de acero a la temperatura ambiente a una tasa de enfriado de 20°C/h, por lo cual una hoja de acero laminada en caliente era obtenida.

35 La hoja de acero laminada en caliente obtenida fue calentada hasta varias temperaturas dadas en la Tabla 5 a una tasa de calentamiento de 50°C/h. Tras ser mantenida por varios periodos de tiempo o sin ser mantenida, la hoja de acero fue enfriada a temperatura ambiente a una tasa de enfriado de 20°C/h, por lo cual se obtuvo una hoja de acero laminada en caliente y recocida.

El tamaño de grano medio de los granos bcc de la hoja de acero laminada en caliente y recocida obtenida fue medido mediante el método descrito en el Ejemplo 1. También, la densidad numérica media de los carburos de hierro de la hoja de acero laminada en caliente y recocida fue determinada mediante el método que usa el anteriormente mencionado SEM y espectrómetro electrónico de Auger.

40 A continuación, la hoja de acero laminada en caliente y recocida fue decapada para formar un metal base para el laminado en frío. El metal base fue laminado en frío a una relación de laminado en frío del 50 al 60%, por el cual una hoja de acero laminada en frío que tiene un espesor de 1,0 a 1,2 mm fue obtenida. Mediante el uso de un simulador de recocido continuo, la hoja de acero laminada en frío fue calentada a 550°C a una tasa de calentamiento de 10°C/s, después de eso siendo calentada a varias temperaturas dadas en la Tabla 5 a una tasa de calentamiento de 2°C/s, y fue mojada por 95 segundos. Subsecuentemente, la hoja de acero fue enfriada a varias temperaturas de paro de enfriado dadas en la Tabla 2 con la tasa de enfriado media desde 700°C siendo 60°C/s, siendo mantenida a esa temperatura por 330 segundos, y después de eso fue enfriada a temperatura ambiente, por lo cual una hoja de acero recocida fue obtenida.

ES 2 686 567 T3

Tabla 4

Acero	Composicion química (%masa (remanente: Fe e impurezas)								Punto Ac ₃ (°C)	Punto Ar ₃ (°C)
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Otros		
A	0.124	0.05*	2.97	0.011	0.003	0.031	0.0041		792	698
B	0.145	0.99	2.49	0.012	0.004	0.029	0.0048		836	742
C	0.143	1.23	2.50	0.009	0.001	0.052	0.0028	Nb:0.011	849	756
D	0.138	1.49	2.50	0.009	0.001	0.053	0.0026	Nb:0.011	872	757
E	0.149	1.49	2.48	0.010	0.001	0.050	0.0035		862	752
F	0.146	1.23	2.45	0.009	0.001	0.140	0.0031		861	770
G	0.151	1.52	2.81	0.010	0.001	0.045	0.0030	Nb:0.011	849	760
H	0.166	1.51	2.53	0.010	0.001	0.048	0.0032	Nb:0.011	856	741
I	0.174	1.26	2.50	0.008	0.001	0.050	0.0032	Nb:0.013	839	742
J	0.176	1.26	2.51	0.008	0.001	0.051	0.0031	Nb:0.011	843	736
K	0.175	1.25	2.50	0.008	0.001	0.050	0.0033	Ti:0.021	848	750
L	0.203	1.28	1.93	0.009	0.001	0.051	0.0027	Nb:0.011	855	768
M	0.197	1.26	1.92	0.009	0.001	0.140	0.0033	Nb:0.010	870	781
N	0.197	1.28	2.24	0.009	0.001	0.151	0.0029	Nb:0.011 Cr:0.30	848	786
O	0.150	1.51	2.51	0.008	0.001	0.052	0.0034	V:0.11 REM:0.0006	872	783
P	0.151	1.50	2.52	0.009	0.001	0.047	0.0031	Bi:0.008	862	772
Q	0.149	1.25	2.47	0.009	0.001	0.152	0.0033	Ca:0.0009 Mg:0.0007	864	775
R	0.148	1.26	2.48	0.009	0.001	0.141	0.0030	Mo:0.10 B:0.0015	877	741

Nota) 1. punto Ac₃ fue determinado a partir del cambio de expansión termal en el momento cuando la hoja de acero laminada en frío fue calentada a 2°C/s
 2) Punto Ar₃ fue determinado a partir del cambio de expansión termal en el momento cuando la hoja de acero laminada en frío fue calentada a 900°C y después de eso fue enfriada a 0.01°C/s.

Tabla 5

Prueba No.	Acero	Condición de laminado en caliente								Recocido de hoja laminada en caliente			Hoja acero laminada en caliente y recocida		Condición de recocido	
		Diferencia de pase final (%)	Espesor hoja tras laminado ¹⁾ (mm)	Temperatura fin laminado (°C)	Temperatura paro enfriado rápido (°C)	Tiempo hasta paro enfriado rápido ²⁾ (s)	Tasa enfriado media ³⁾ (°C/s)	Temperaturas enrollado ⁴⁾ (°C)	Temperatura calentamiento (°C)	Tiempo mantenimiento ⁵⁾ (h)	Tamaño grano medi granos bcc (µm)	Densidad numérica carburos de hierro (número/µm ³)	Temperatura de mojado (°C)	Temperatura paro enfriado (°C)		
1	A*	22	2.0	830	650	0.17	1200	300	600	2	6.2*	4.2×10 ⁻¹	850	400		
2	B	25	3.0	830	680	4.14	61	200	600	1	7.3*	<1.0×10 ⁻¹	820	350		
3	B	25	3.0	840	710	0.20	722	200	600	1	5.6	6.8×10 ⁻¹	790*	350		
4	C	22	2.0	900	650	0.17	1667	RT	620	0	4.8	7.1×10 ⁻¹	850	325		
5	D	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	620	0	3.3	8.5×10 ⁻¹	850	350		
6	E	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	620	0	3.5	8.3×10 ⁻¹	850	350		
7	F	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	620	0	3.5	8.1×10 ⁻¹	850	375		
8	G	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	620	0	3.2	8.9×10 ⁻¹	850	350		
9	H	33	2.0	900	650	0.17	1667	RT	620	0	3.3	9.2×10 ⁻¹	850	350		
10	I	22	2.0	900	720	5.52	51	200	500	2	7.8*	<1.0×10 ⁻¹	850	350		
11	J	33	2.0	900	660	0.18	1500	RT	620	0	3.4	9.8×10 ⁻¹	850	425		
12	J	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	640	1	3.3	1.0	900	425		
13	K	42	2.0	900	660	0.18	1500	150	640	1	2.8	1.1	850	400		
14	K	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	640	1	3.2	9.9×10 ⁻¹	900	400		
15	L	42	2.0	900	660	0.18	1500	RT	620	0	2.6	1.2	850	350		
16	M	33	2.0	900	660	0.18	1500	RT	620	0	3.5	1.1	850	350		
17	N	33	2.0	900	660	0.18	1500	RT	640	1	3.3	1.1	850	350		
18	O	42	2.0	900	650	0.18	1563	100	640	1	2.7	9.3×10 ⁻¹	865	350		
19	P	42	2.0	900	650	0.18	1563	100	640	1	2.6	9.1×10 ⁻¹	865	350		

(continuación)

Prueba No.	Acero	Condición de laminado en caliente							Recocido de hoja laminada en caliente		Hoja acero laminada en caliente y recocida		Condición de recocido	
		Diferencia de pase final (%) ¹⁾	Espesor hoja tras laminado ¹⁾ (mm)	Temperatura fin laminado (°C)	Temperatura paro enfriado rápido (°C)	Tiempo hasta paro enfriado rápido ²⁾ (s)	Tasa enfriado media ³⁾ (°C/s)	Temperaturas enrollado ⁴⁾ (°C)	Temperatura calentamiento (°C)	Tiempo mantenimiento ⁵⁾ (h)	Tamaño grano medi granos bcc (µm)	Densidad numérica media de carburos de hierro (número/µ m ³)	Temperatura de mojado (°C)	Temperatura paro enfriado (°C)
20	Q	42	2.0	900	660	0.18	1500	100	620	0	2.9	8.7×10 ⁻¹	865	400
21	R	42	2.0	900	660	0.18	1500	RT	620	0	2.7	8.8×10 ⁻¹	865	400

1) Espesor de hoja de acero laminada en caliente. 2) Tiempo desde la terminación del laminado al paro de enfriado rápido. 3) Tasa de enfriado media durante el enfriado rápido. 4) RT significa temperatura ambiente. 5) 0h significa que no se realizó el mantenimiento.

5 Para la hoja de acero recocida, las fracciones de volumen de la fase de producción de transformación a baja temperatura, la austenita retenida, la ferrita poligonal, el tamaño de grano medio de austenita retenida, la densidad numérica (N_R) por unidad de área de granos de austenita retenida que cada uno tiene un tamaño de $1,2 \mu\text{m}$ o más grande, la producción de tensión (YS), la fuerza extensible (TS), el alargamiento total (EI), el índice de endurecimiento por trabajo (valor n), y la relación de expansión de calibre (λ) fueron medidas como se describe en el Ejemplo 1. La Tabla 6 da resultados de observación de estructura metálica y los resultados de evaluación de rendimiento de la hoja de acero laminada en frío tras ser recocida. En las Tablas 4 a 6, la marca “*” adjunta a un símbolo o número indica que el símbolo o número está fuera del alcance de la presente invención.

Tabla 6

Prueba No.	Acero	Espesor hoja acero laminada en frío (mm)	Relación laminado frío (%)	Estructura metálica hoja acero laminada frío (%: relación volumen)					Propiedad mecánica de la hoja de acero laminada en frío ³⁾							
				Fase de producción de transformación a baja temperatura (%)	Austenita retenida (%)	Ferrita poligonal (%)	Tamaño grano medio austenita retenida (µm)	NR ²⁾ (número / µ. m ²)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	valor n	λ (%)	TS×EI (MPa%)	TS x valor n (MPa)	TS ^{1.7} ×λ (MPa ^{1.7} %)
1	A*	1.0	50	76	3	21	0.83	0.006	496	705	24.0	0.172	48	16920	121	3335514
2	B	1.2	60	61	11	28	0.83	0.038	497	972	17.3	0.149	35	16816	145	4198563
3	B	1.2	60	35*	10	55*	0.81	0.038	51.5	1050	15.6	0.161	31	16380	169	4240172
4	C	1.0	50	84	7	9	0.78	0.033	676	981	16.5	0.162	57	16187	159	6945638
5	D	1.0	50	80	9	11	0.53	0.014	544	996	21.3	0.194	52	21215	193	6501959
6	E	1.0	50	82	7	11	0.42	0.008	538	988	20.7	0.178	53	20452	176	6536762
7	F	1.0	50	80	8	12	0.42	0.006	573	996	20.6	0.184	63	20518	183	7877373
8	G	1.0	50	86	10	4	0.59	0.018	6119	1179	17.3	0.152	61	20397	179	10160224
9	H	1.0	50	82	9	9	0.51	0.011	565	1121	19.8	0.190	60	22196	213	9172354
10	I	1.0	50	89	9	2.0	0.72	0.036	759	1080	17.5	0.133	27	18900	144	3874219
11	J	1.0	50	81	15	4	0.55	0.017	727	1046	21.0	0.181	45	21966	189	6115280
12	J	1.0	50	85	14	1.0	0.65	0.028	691	1037	19.0	0.158	55	19703	164	7365234
13	K	1.0	50	77	16	7	0.53	0.015	662	1018	23.2	0.193	48	23618	196	6228916
14	K	1.0	50	83	15	2.0	0.62	0.027	702	1040	18.8	0.157	54	19552	163	7266921
15	L	1.0	50	68	9	23	0.63	0.021	558	995	21.6	0.169	52	21492	168	6490865
16	M	1.0	50	65	11	24	0.65	0.022	545	995	21.7	0.166	46	21592	165	5741919
17	N	1.0	50	81	13	6	0.48	0.009	567	1066	19.9	0.190	48	21213	203	6736410
18	O	1.0	50	76	8	16	0.44	0.006	584	1010	21.4	0.191	77	21614	193	9859095
19	P	1.0	50	76	10	14	0.42	0.006	537	986	21.8	0.198	71	21495	195	8726681
20	Q	1.0	50	83	9	8	0.44	0.007	693	1059	20.2	0.178	84	21392	189	11657419

(continuación)

Prueba No.	Acero	Espesor hoja acero laminada en frío (mm)	Relación laminado frío (%)	Estructura metálica hoja acero laminada frío (%: relación volumen)					Propiedad mecánica de la hoja de acero laminada en frío ³⁾							
				Fase de producción de transformación a baja temperatura (%)	Austenita retenida (%)	Ferrita poligonal (%)	Tamaño grano medio austenita retenida (µm)	N _R ²⁾ (número / µ. m ²)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	valor n	λ (%)	TS×EI (MPa%)	TS x valor n (MPa)	TS ^{1.7} × λ (MPa ^{1.7} %)
21	R	1.0	50	69	12	19	0.51	0.011	526	995	23.0	0.215	73	22885	214	9112176

1) Relación de laminado en frío: Diferencia total del laminado en frío; 2) N_R: Densidad numérica de granos de austenita retenida que tienen un tamaño de grano de 1.2 µm o más grande; 3) EI: Alargamiento total convertido para corresponder con 1.2-mm de espesor, λ: relación de expansión de calibre, valor n: índice de endurecimiento por trabajo

Todas las hojas de acero laminadas en frío producidas de conformidad con el método definido en la presente invención tienen el valor de TS x EI de 16.000 MPa% o superior, el valor de TS X valor n de 155 o superior, y el valor de $TS^{1.7} \times \lambda$ de 5.000.000 MPa^{1.7%} o superior, exhibiendo excelente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico. Todos los ejemplos en los cuales el tamaño de grano medio de granos bcc rodeados por un límite de grano que tiene una diferencia de orientación de 15° o más grande fue de 4,0 μm o más pequeño, la densidad numérica media de los carburos de hierro fue de $8,0 \times 10^{-1}/m^2$ o superior, y la temperatura de paro de enfriado tras el recocido fue de 340°C o superior en la estructura metálica de hoja de acero laminada en caliente que tenía el valor de TS x EI es de 19.000 MPa% o superior, el valor de TS x valor n de 160 o superior, y el valor de $TS^{1.7} \times \lambda$ de 5.500.000 MPa^{1.7%} o superior, exhibiendo especialmente excelente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico.

Ejemplo 3

El Ejemplo 3 describe un ejemplo del caso donde la temperatura de enrollado en el proceso de laminado en caliente que usa el método de enfriado rápido inmediato es mayor que 400°C.

Mediante el uso de un horno experimental de fusión al vacío, los aceros que tienen cada uno la composición química dada en la Tabla 7 fueron derretidos y fundidos. Estos lingotes fueron formados en palanquillas de 30-mm de espesor mediante el forjado en caliente. Las palanquillas fueron calentadas a 1200°C mediante el uso de un horno de calefacción eléctrica y mantenidas por 60 minutos, y después de eso fueron laminadas en caliente bajo las condiciones dadas en la Tabla 8.

Específicamente, mediante el uso de un molino de laminado en caliente experimental, un laminado de 6 pases fue realizado en la región de temperatura de punto Ar₃ o superior para finalizar cada una de las palanquillas en una hoja de acero que tiene un espesor de 2 a 3 mm. La diferencia del pase final se configura desde 12 hasta 42% en porcentaje de disminución de espesor. Después del laminado en caliente, la hoja de acero fue enfriada a una temperatura de 650 a 730°C bajo varias condiciones de enfriado mediante el uso de un pulverizador de agua. Sucesivamente, después de haber permitido que se enfríe entre 5 a 10 segundos, la hoja de acero fue enfriada a varias temperaturas a una tasa de enfriado de 60°C/s, y estas temperaturas fueron tomadas como temperaturas de enrollado. La hoja de acero fue cargada en un horno de calefacción eléctrico que fue mantenido a esa temperatura, y fue mantenido por 30 minutos. Después de eso, el enfriado gradual tras el enrollado fue simulado mediante el enfriado mediante horno de la hoja de acero a la temperatura ambiente a una tasa de enfriado de 20°C/h, por lo cual una hoja de acero laminada en caliente era obtenida.

El tamaño de grano medio de los granos bcc de la hoja de acero laminada en caliente fue medida mediante el método descrito en el Ejemplo 1.

A continuación, la hoja de acero laminada en caliente fue decapada para formar un metal base para el laminado en frío. El metal base fue laminado en frío a una relación de laminado en frío del 50 al 69%, por el cual una hoja de acero laminada en frío que tiene un espesor de 0,8 a 1,2 mm fue obtenida. Mediante el uso de un simulador de recocido continuo, la hoja de acero laminada en frío fue calentada a 550°C a una tasa de calentamiento de 10°C/s, después de eso siendo calentada a varias temperaturas dadas en la Tabla 8 a una tasa de calentamiento de 2°C/s, y fue mojada por 95 segundos. Subsecuentemente, la hoja de acero fue sometida a un enfriado principal a varias temperaturas dadas en la Tabla 8, y además fue sometida a un enfriado secundario de la temperatura de enfriado principal a varias temperaturas dadas en la Tabla 8 con la tasa de enfriado media de 60°C/s, siendo mantenida a esa temperatura por 330 segundos, y después de eso fue enfriada a temperatura ambiente, por lo cual una hoja de acero recocida fue obtenida.

Tabla 7

Acero	Composicion química (%masa (remanente: Fe e impurezas)								PuntoAc ₃ (°C)	PuntoAr ₃ (°C)
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Otros		
A	0.124	0.05 *	2.97	0.011	0.003	0.031	0.0041		792	698
B	0.145	0.99	2.49	0.012	0.004	0.029	0.0048		836	742
C	0.147	0.98	2.48	0.011	0.003	0.030	0.003 8	Nb:0.011	840	753
D	0.145	1.25	2.49	0.010	0.001	0.049	0.0030		846	742
E	0.149	1.49	2.48	0.010	0.001	0.050	0.0035		862	752
F	0.146	1.25	2.48	0.009	0.001	0.150	0.0032	Nb:0.010	874	764
G	0.166	1.51	2.53	0.010	0.001	0.048	0.0032	Nb:0.011	856	741
H	0.174	1.26	2.50	0.008	0.001	0.050	0.0032	Nb:0.013	839	742
I	0.176	1.26	2.51	0.008	0.001	0.051	0.0031	Nb:0.011	843	736
J	0.175	1.25	2.50	0.008	0.001	0.050	0.0033	Ti:0.021	848	750
K	0.175	1.30	2.53	0.008	0.001	0.045	0.0030	Nb:0.010	849	731
L	0.184	1.28	2.24	0.009	0.001	0.050	0.0032	Nb:0.011	854	754
M	0.203	1.28	1.93	0.009	0.001	0.051	0.0027	Nb:0.011	855	768
N	0.197	1.26	1.92	0.009	0.001	0.140	0.0033	Nb:0.010	870	781
O	0.198	1.26	2.22	0.009	0.001	0.143	0.0031	Nb:0.011	855	758
P	0.197	1.28	2.24	0.009	0.001	0.151	0.0029	Nb:0.011 Cr:0.30	848	786
Q	0.150	1.51	2.51	0.008	0.001	0.052	0.0034	V:0.11 REM:0.0006	872	783
R	0.151	1.50	2.52	0.009	0.001	0.047	0.0031	Bi:0.008	862	772
S	0.149	1.25	2.47	0.009	0.001	0.152	0.0033	Ca:0.0009 Mg:0.0007	864	775
T	0.148	1.26	2.48	0.009	0.001	0.141	0.0030	Mo:0.10 B:0.0015	877	741
U	0.151	1.52	2.81	0.010	0.001	0.045	0.0030	Nb:0.011	848	735
V	0.173	1.21	2.47	0.006	0.001	0.047	0.0043	Nb:0.009	843	741
W	0.177	1.35	2.55	0.008	0.001	0.056	0.0032	Nb:0.010	849	728
X	0.178	1.26	2.56	0.008	0.001	0.040	0.0035	Nb:0.009	848	731

Nota) 1. punto Ac₃ fue determinado a partir del cambio de expansión termal en el momento cuando la hoja de acero laminada en frío fue calentada a 2°C/s

2) Punto Ar₃ fue determinado a partir del cambio de expansión termal en el momento cuando la hoja de acero laminada en frío fue calentada a 900°C y después de eso fue enfriada a 0.01°C/s.

Tabla 8

Prueba No.	Acero	Condición de laminado en caliente						Temperatura grano medio granos bcc hoja acero laminado caliente (μm)	Condición de recocido				
		Diferencia de pase final (%) ¹⁾	Espesor de hoja tras laminado ¹⁾ (mm)	Temperatura fin laminado (1C)	Temperatura paro enfriado rápido ²⁾ ($^{\circ}\text{C}$)	Tiempo hasta paro enfriado rápido ²⁾ (s)	Tasa enfriado media ³⁾ ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)		Temperatura enrollado ($^{\circ}\text{C}$)	Temperatura de mojado ($^{\circ}\text{C}$)	Tasa enfriado principal ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	Temperatura paro enfriado principal ($^{\circ}\text{C}$)	Temperatura paro enfriado secundario ($^{\circ}\text{C}$)
1	A*	22	2.0	830	650	0.17	1200	600	6.3	850	1.7	700	400
2	B	25	3.0	830	680	4.14*	61	600	7.8	820	2.0	700	350
3	B	25	3.0	840	710	0.20	722	600	5.1	790*	2.0	700	350
4	C	25	3.0	830	670	4.14*	65	600	7.3	820	2.0	700	350
5	D	42	2.0	900	660	0.18	1500	520	2.7	850	1.7	700	375
6	D	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	3.0	850	0.4	810	375
7	E	33	2.0	900	660	0.17	1600	600	3.5	850	1.7	700	350
8	E	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.8	850	1.7	700	350
9	F	33	2.0	900	660	0.17	1600	520	3.3	850	1.7	700	375
10	G	33	2.0	900	650	0.17	1667	540	3.4	865	1.8	700	350
11	H	22	2.0	900	720	5.52*	51	600	6.8	850	1.7	700	350
12	1	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.7	850	1.7	700	425
13	1	33	2.0	900	660	0.17	1600	600	3.7	900	2.2	700	425
14	J	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.6	850	1.7	700	400
15	J	33	2.0	900	660	0.17	1600	600	3.8	900	2.2	700	400
16	K	12*	2.0	900	660	0.15	1846	560	6.3	850	1.7	700	375
17	K	22	2.0	900	660	0.17	1600	560	4.8	850	1.7	700	375
18	K	33	2.0	900	660	0.17	1600	600	3.7	790*	1.0	700	400
19	K	33	2.0	900	660	0.17	1600	560	3.3	850	1.7	700	325
20	K	42	2.0	900	660	0.17	1600	560	2.7	910	6.0	790	425
21	L	33	2.0	900	660	0.17	1600	600	3.5	850	1.7	700	400

(continuación)

Prueba No.	Acero	Condición de laminado en caliente						Temperatura enrollado (°C)	Tamaño grano medio hoja acero laminado caliente (µm)	Condición de recocido			
		Diferencia de pase final (%)	Espesor de hoja tras laminado ¹⁾ (mm)	Temperatura fin laminado (1C)	Temperatura paro enfriado rápido (°C)	Tiempo hasta paro enfriado rápido ²⁾ (s)	Tasa enfriado media ³⁾ (°C/s)			Temperatura de mojado (°C)	Tasa enfriado principal (°C/s)	Temperatura paro enfriado principal (°C)	Temperatura paro enfriado secundario (°C)
22	L	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.6	850	1.7	700	400
23	L	33	2.0	900	660	0.17	1600	600	3.5	910	2.3	700	400
24	M	33	2.0	900	670	0.17	1533	600	3.3	850	1.7	700	350
25	M	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.7	850	1.7	700	400
26	M	33	2.0	900	670	0.17	1533	560	2.9	910	2.3	700	350
27	N	33	2.0	900	660	0.18	1500	510	3.4	850	1.7	700	400
28	O	33	2.0	900	670	0.17	1533	520	3.5	850	1.7	700	400
29	P	33	2.0	900	660	0.18	1500	510	3.2	850	1.7	700	350
30	P	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.9	850	0.3	820	350
31	Q	42	2.0	900	650	0.18	1563	560	2.7	865	18	700	350
32	R	42	2.0	900	650	0.18	1563	560	2.7	865	1.8	700	350
33	S	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.9	865	1.8	700	400
34	T	42	2.0	900	660	0.18	1500	560	2.8	865	1.8	700	400
35	U	22	2.0	900	660	0.17	1600	600	5.5	850	6.0	810	350
36	V	24	2.6	905	660	0.17	1633	505	3.9	850	1.7	700	425
37	W	29	2.6	920	695	0.17	1500	505	3.8	850	1.7	700	400
38	X	36	2.6	900	655	0.17	1633	585	3.8	850	2.0	670	400
39	X	32	2.6	910	680	0.17	1533	560	3.7	840	1.6	700	400
40	X	33	2.6	900	655	0.17	1633	510	3.4	850	1.7	700	425
41	X	32	2.6	945	730	0.17	1433	560	3.9	850	1.7	700	400

1) Espesor hoja de acero laminada en caliente. 2) Tiempo desde la terminación del laminado al paro de enfriado rápido. 3) Tasa de enfriado media durante el enfriado rápido

5 Para la hoja de acero recocida, las fracciones de volumen de la fase de producción de transformación a baja temperatura, la austenita retenida, la ferrita poligonal, el tamaño de grano medio de austenita retenida, la densidad numérica (N_R) por unidad de área de granos de austenita retenida que cada uno tiene un tamaño de $1,2 \mu\text{m}$ o más grande, la producción de tensión (YS), la fuerza extensible (TS), el alargamiento total (EI), el índice de endurecimiento por trabajo (valor n), y la relación de expansión de calibre (λ) fueron medidas como se describe en el Ejemplo 1. La Tabla 9 da resultados de observación de estructura metálica y los resultados de evaluación de rendimiento de la hoja de acero laminada en frío tras ser recocida. En las Tablas 7 a 9, la marca “*” adjunta a un símbolo o número indica que el símbolo o número está fuera del alcance de la presente invención.

Tabla 9

Prueba No.	Acero	Espesor hoja acero laminada en frío (mm)	Relación laminado en frío (%)	Estructura metálica hoja acero laminada en frío (%: relación de volumen)					Propiedad mecánica de la hoja de acero laminada en frío ³⁾								
				Fase de producción de transformación a baja temperatura (%)	Retenida γ (%)	Poligonal α (%)	Tamaño grano medio (μm)		$N_{R^{21}}$ (número / μm^2)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	valor n	λ (%)	TS x EI (MPa%)	TS x valor n (MPa)	TS ^{1.7} x λ (MPa ^{1.7} %)
1	A*	1.0	50	78	4.0	18	0.81	6.4	0.005	502	716	24.8	0.175	47	17757	125	3353127
2	B	1.2	60	64	10	26	0.82	6.8	0.037	503	978	17.1	0.148	35	16724	145	4242717
3	B	1.2	60	39*	8	53*	0.83	4.8	0.039	520	1056	15.5	0.159	32	16368	168	4419556
4	C	1.2	60	64	8	28	0.71	7.3	0.036	511	1020	16.0	0.143	33	16320	146	4296692
5	D	1.0	50	86	7	7	0.42	1.4	0.006	521	952	22.1	0.202	83	21039	192	9610830
6	D	1.0	50	92	7	1.0	0.46	0.6	0.008	638	980	19.5	0.164	88	19110	161	10704515
7	E	1.0	50	80	8	12	0.44	2.5	0.007	512	963	22.3	0.200	57	21475	193	6730379
8	E	1.0	50	78	8	14	0.43	3.2	0.006	519	964	22.1	0.189	74	21304	182	8753116
9	F	1.0	50	73	10	17	0.55	3.2	0.018	606	1003	21.5	0.167	57	21565	168	7212510
10	G	1.0	50	83	8	9	0.52	1.6	0.015	633	1095	18.9	0.161	66	20696	176	9695003
11	H	1.0	50	90	8	2.0	0.74	0.6	0.036	760	1084	17.3	0.136	29	18753	147	4187432
12	I	1.0	50	80	15	5	0.50	0.8	0.014	685	1034	234	0.186	48	24196	192	6396261
13	I	1.0	50	85	13	2.0	0.62	0.8	0.027	696	1039	18.7	0.157	57	19429	163	7658104
14	J	1.0	50	80	14	6	0.51	1.0	0.013	670	1023	22.9	0.190	49	23427	194	6411869
15	J	1.0	50	85	13	2.0	0.64	1.1	0.028	715	1045	18.4	0.154	58	19228	161	7869111
16	K	1.0	50	90	8	2.0	0.71	0.9	0.036	736	1040	18.2	0.143	30	18928	149	4037178
17	K	1.0	50	86	9	5	0.64	1.2	0.032	732	1047	18.7	0.146	35	19579	153	4764062
18	K	1.0	50	42*	13	45*	0.82	4.9	0.040	642	990	20.5	0.196	27	20295	194	3341516
19	K	1.0	50	85	8	7	0.59	2.0	0.031	762	1094	16.2	0.143	35	17723	156	5133310
20	K	1.0	50	88	12	0.0	0.62	-	0.028	792	1099	17.3	0.147	62	19013	162	9164057
21	L	1.0	50	78	12	10	0.51	2.2	0.013	501	930	23.5	0.243	55	21855	226	6120455
22	L	1.0	50	77	13	10	0.51	2.0	0.014	457	937	22.3	0.243	54	20895	228	6086268

(continuación)

Prueba No.	Acero	Espesor hoja acero laminada en frío (mm)	Relación laminado en frío ¹⁾ (%)	Estructura metálica hoja acero laminada en frío (%: relación de volumen)					Propiedad mecánica de la hoja de acero laminada en frío ³⁾								
				Fase de producción de transformación a baja temperatura (%)	Retenida γ (%)	Polygonal α (%)	Tamaño grano medio (μm)		$N_{R^{21}}$ (número / μm^2)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	valor n	λ (%)	TS x EI (MPa%)	TS x valor n (MPa)	TS ^{1.7} x λ (MPa ^{1.7} %)
23	L	1.0	50	80	11	9	0.63	5.1	0.022	640	953	20.0	0.172	62	19060	164	7191999
24	M	1.0	50	65	10	25	0.54	4.7	0.018	569	985	226	0.172	52	22261	169	6380356
25	M	1.0	50	61	13	26	0.62	4.8	0.025	575	901	26.4	0.184	59	23786	166	6221343
26	M	1.0	50	71	8	21	0.55	6.3	0.020	659	998	19.2	0.162	48	19162	162	6022311
27	N	1.0	50	61	14	25	0.65	4.5	0.028	527	879	27.1	0.193	64	23821	170	6470846
28	0	1.0	50	74	12	14	0.55	2.3	0.021	693	993	22.2	0.169	53	22045	168	6593099
29	P	1.0	50	85	11	4	0.43	0.7	0.008	571	1071	19.3	0.187	49	20670	200	6931675
30	P	1.0	50	88	10	2.0	0.44	0.5	0.008	693	1082	17.7	0.149	58	19151	161	8348613
31	Q	1.0	50	77	8	15	0.42	2.9	0.006	587	1011	21.5	0.192	77	21737	194	9875695
32	R	1.0	50	77	9	14	0.41	2.8	0.007	535	986	21.6	0.199	72	21298	196	8849592
33	S	1.0	50	84	9	7	0.43	1.4	0.007	699	1061	20.3	0.177	86	21538	188	11973320
34	T	1.0	50	73	10	17	0.47	2.5	0.010	534	999	22.8	0.212	75	22777	212	9425895
35	U	1.0	50	91	9	0.0	0.60	-	0.031	675	1179	14.6	0.132	56	17213	156	9327419
36	V	1.0	62	82	14	4	0.58	0.7	0.024	584	1012	20.2	0.164	51	20442	166	6552048
37	W	0.8	69	81	14	5	0.54	0.7	0.019	608	1077	20.0	0.162	57	21540	174	8140321
38	X	0.8	69	81	13	6	0.52	1.0	0.017	671	1166	19.2	0.153	49	22387	178	8009098
39	X	1.2	54	78	13	9	0.58	1.8	0.025	645	1112	18.8	0.149	59	20906	166	8896725
40	X	0.8	69	79	16	5	0.55	0.8	0.019	611	1091	19.1	0.166	47	20838	181	6861198
41	X	1.2	54	83	13	4	0.58	0.8	0.023	617	1084	19.0	0.159	48	20596	172	6930922

1) Relación de laminado en frío: Diferencia total del laminado en frío; 2) NR: Densidad numérica de granos de austenita retenida que tienen un tamaño de grano de 1.2 μm o más grande; 3) EI: Alargamiento total convertido para corresponder con 1.2-mm de espesor, λ : relación de expansión de calibre, valor n: índice de endurecimiento por trabajo

5 Todas las hojas de acero laminadas en frío producidas de conformidad con el método definido en la presente invención tienen el valor de TS x EI de 15.000 MPa% o superior, el valor de TS X valor n de 150 o superior, y el valor de TS^{1.7} x λ de 4.500.000 MPa^{1.7%} o superior, exhibiendo excelente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico. Todos los ejemplos en los cuales la diferencia de laminado del pase final del laminado en caliente fue superior que 25%, y la temperatura de paro de enfriado secundaria tras el recocido fue de 340°C o superior tuvo el valor de TS x EI es de 19.000 MPa% o superior, el valor de TS x valor n de 160 o superior, y el valor de TS^{1.7} x λ de 5.500.000 MPa^{1.7%} o superior, exhibiendo más excelente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico. Todos los ejemplos en los que la diferencia de laminado del paso final del laminado en caliente fue superior del 25%, la temperatura del tratamiento de mojado en el recocido fue de (punto Ac₃ - 40°C) o superior e inferior a (punto Ac₃ + 50°C), tras el tratamiento de mojado la hoja de acero fue enfriada por 50°C o más desde la temperatura de mojado a una tasa de enfriado inferior a 10,0°C/s, y la temperatura de paro de enfriado secundaria fue de 340°C o superior tenía el valor de TS x EI es de 20.000 MPa% o superior, el valor de TS x valor n de 165 o superior, y el valor de TS^{1.7} x λ de 6.000.000 MPa^{1.7%} o superior, exhibiendo aún más excelente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico.

Ejemplo 4

El Ejemplo 4 describe un ejemplo del caso donde una hoja de acero laminada en caliente obtenida mediante el establecimiento de la temperatura de enfriado a 400°C o inferior en el proceso de laminado en caliente que usa el método de enfriado rápido inmediato es sometida a recocido de hoja de acero laminado en caliente.

20 Mediante el uso de un horno experimental de fusión al vacío, los aceros que tienen cada uno la composición química dada en la Tabla 10 fueron derretidos y fundidos. Estos lingotes fueron formados en palanquillas de 30-mm de espesor mediante el forjado en caliente. Las palanquillas fueron calentadas a 1200°C mediante el uso de un horno de calefacción eléctrica y mantenidas por 60 minutos, y después de eso fueron laminadas en caliente bajo las condiciones dadas en la Tabla 11.

25 Específicamente, mediante el uso de un molino de laminado en caliente experimental, un laminado de 6 pases fue realizado en la región de temperatura de punto Ar₃ o superior para finalizar cada una de las palanquillas en una hoja de acero que tiene un espesor de 2 a 3 mm. La diferencia del pase final se configura desde 22 hasta 42% en porcentaje de disminución de espesor. Después del laminado en caliente, la hoja de acero fue enfriada a una temperatura de 650 a 720°C bajo varias condiciones de enfriado mediante el uso de un pulverizador de agua. Sucesivamente, después de haber permitido que se enfríe entre 5 a 10 segundos, la hoja de acero fue enfriada a varias temperaturas a una tasa de enfriado de 60°C/s, y estas temperaturas fueron tomadas como temperaturas de enrollado. La hoja de acero fue cargada en un horno de calefacción eléctrico que fue mantenido a esa temperatura, y fue mantenido por 30 minutos. Después de eso, el enfriado gradual tras el enrollado fue simulado mediante el enfriado mediante horno de la hoja de acero a la temperatura ambiente a una tasa de enfriado de 20°C/h, por lo cual una hoja de acero laminada en caliente era obtenida.

La hoja de acero laminada en caliente obtenida fue calentada a varias temperaturas de calentamiento dadas en la Tabla 11 a una tasa de calentamiento de 50°C/h. Tras ser mantenida por varios periodos de tiempo o sin ser mantenida, la hoja de acero fue enfriada a la temperatura ambiente a una tasa de enfriado de 20°C/h, por lo cual una hoja de acero laminada en caliente y recocida fue obtenida.

40 El tamaño de grano medio de los granos bcc de la hoja de acero laminada en caliente y recocida fue medido mediante el método descrito en el Ejemplo 1. También, la densidad numérica media de los carburos de hierro de la hoja de acero laminada en caliente y recocida fue determinado mediante el método que usa el anteriormente mencionado SEM y espectrómetro electrónico de Auger.

45 A continuación, la hoja de acero laminada en caliente y recocida fue decapada para formar un metal base para el laminado en frío. El metal base fue laminado en frío a una relación de laminado en frío del 50 al 69%, por el cual una hoja de acero laminada en frío que tiene un espesor de 0,8 a 1,2 mm fue obtenida. Mediante el uso de un simulador de recocido continuo, la hoja de acero laminada en frío fue calentada a 550°C a una tasa de calentamiento de 10°C/s, después de eso siendo calentada a varias temperaturas dadas en la Tabla 11 a una tasa de calentamiento de 2°C/s, y fue mojada por 95 segundos. Subsecuentemente, la hoja de acero fue sometida a un enfriado principal a varias temperaturas dadas en la Tabla 11, y además fue sometida a un enfriado secundario de la temperatura de enfriado principal a varias temperaturas dadas en la Tabla 11 con la tasa de enfriado media de 60°C/s, siendo mantenida a esa temperatura por 330 segundos, y después de eso fue enfriada a temperatura ambiente, por lo cual una hoja de acero recocida fue obtenida.

Tabla 10

Acero	Composicion química (%masa (remanente: Fe e impurezas)								Punto Ac ₃ (°C)	Punto Ar ₃ (°C)
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Otros		
A	0.124	0.05*	2.97	0.011	0.003	0.031	0.0041		792	698
B	0.145	0.99	2.49	0.012	0.004	0.029	0.0048		836	742
C	0.143	1.23	2.50	0.009	0.001	0.052	0.0028	Nb:0.011	849	756
D	0.138	1.49	2.50	0.009	0.001	0.053	0.0026	Nb:0.011	872	757
E	0.149	1.49	2.48	0.010	0.001	0.050	0.0035		862	752
F	0.146	1.23	2.45	0.009	0.001	0.140	0.0031		861	770
G	0.151	1.52	2.81	0.010	0.001	0.045	0.0030	Nb:0.011	849	760
H	0.166	1.51	2.53	0.010	0.001	0.048	0.0032	Nb:0.011	856	741
I	0.174	1.26	2.50	0.008	0.001	0.050	0.0032	Nb:0.013	839	742
J	0.176	1.26	2.51	0.008	0.001	0.051	0.0031	Nb:0.011	843	736
K	0.175	1.25	2.50	0.008	0.001	0.050	0.0033	Ti:0.021	848	750
L	0.203	1.28	1.93	0.009	0.001	0.051	0.0027	Nb:0.011	855	768
M	0.197	1.26	1.92	0.009	0.001	0.140	0.0033	Nb:0.010	870	781
N	0.197	1.28	2.24	0.009	0.001	0.151	0.0029	Nb:0.011 Cr:0.30	848	786
O	0.150	1.51	2.51	0.008	0.001	0.052	0.0034	V:0.11 REM:0.0006	872	783
P	0.151	1.50	2.52	0.009	0.001	0.047	0.0031	Bi:0.008	862	772
Q	0.149	1.25	2.47	0.009	0.001	0.152	0.0033	Ca:0.0009 Mg:0.0007	864	775
R	0.148	1.26	2.48	0.009	0.001	0.141	0.0030	Mo:0.10 B:0.0015	877	741
S	0.151	1.52	2.81	0.010	0.001	0.045	0.0030	Nb:0.010	848	735
T	0.178	1.26	2.56	0.008	0.001	0.040	0.0035	Nb:0.009	848	731

Nota) 1. punto Ac₃ fue determinado a partir del cambio de expansión termal en el momento cuando la hoja de acero laminada en frío fue calentada a 2°C/s
2) Punto Ar₃ fue determinado a partir del cambio de expansión termal en el momento cuando la hoja de acero laminada en frío fue calentada a 900°C y después de eso fue enfriada a 0.01°C/s.

Tabla 11

Prueba No.	Acero	Condición laminado en caliente							Recocido hoja laminada caliente		Hoja acero laminada caliente y recocida		Condición recocido			
		Diferencia pase final (%)	Espesor de hoja tras laminado ¹⁾ (mm)	Temperatura fin laminado (°C)	Temperatura paro enfriado rápido (°C)	Tiempo hasta paro enfriado rápido ²⁾ (s)	Tasa enfriado media ³⁾ (°C/s)	Temperatura enrollado ⁴⁾ (°C)	Temperatura calentamiento (°C)	Tiempo mantenimiento ⁵⁾ (h)	Tamaño grano medio granos bcc (µm)	Densidad numérica media carburos hierro (número/µm ²)	Temperatura mojado (°C)	Tasa enfriado principal (°C/s)	Temperatura paro enfriado principal (°C)	Temperatura paro enfriado secundario (°C)
1	A*	22	2.0	830	650	0.17	1200	300	600	2	6.2	4.2×10 ⁻¹	850	1.7	700	400
2	B	25	3.0	830	680	4.14*	61	200	600	1	7.3	<10×10 ⁻¹	820	2.0	700	350
3	B	25	3.0	840	710	0.20	722	200	600	1	5.6	6.8×10 ⁻¹	790*	2.0	700	350
4	C	22	2.0	900	650	0.17	1667	RT	620	0	4.8	7.1×10 ⁻¹	850	1.7	700	325
5	D	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	620	0	3.3	8.5×10 ⁻¹	850	1.7	700	350
6	E	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	620	0	3.5	8.3×10 ⁻¹	850	1.7	700	350
7	F	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	620	0	3.5	8.1×10 ⁻¹	850	1.7	700	375
8	G	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	620	0	3.2	8.9×10 ⁻¹	850	1.7	700	350
9	H	33	2.0	900	650	0.17	1667	RT	620	0	3.3	9.2×10 ⁻¹	850	1.7	700	350
10	I	22	2.0	900	720	5.52*	51	200	500	2	7.8	<1.0×10 ⁻¹	850	1.7	700	350
11	J	33	2.0	900	660	0.18	1500	RT	620	0	3.4	9.8×10 ⁻¹	850	1.7	700	425
12	J	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	640	1	3.3	1.0	900	2.2	700	425
13	J	42	2.0	900	660	0.17	1600	RT	620	0	2.7	1.1	910	6.0	790	425
14	K	42	2.0	900	660	0.18	1500	150	640	1	2.8	1.1	850	1.7	700	400
15	K	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	640	1	3.2	9.9×10 ⁻¹	900	2.2	700	400
16	L	42	2.0	900	660	0.18	1500	RT	620	0	2.6	1.2	850	1.7	700	350
17	L	33	2.0	900	660	0.17	1600	RT	620	0	3.4	1.2	910	2.3	700	350
18	M	33	2.0	900	660	0.18	1500	RT	620	0	3.5	1.1	850	1.7	700	350
19	N	33	2.0	900	660	0.18	1500	RT	640	1	3.3	1.1	850	1.7	700	350

(continuación)

Prueba No.	Acero	Condición laminado en caliente							Recocido hoja laminada caliente		Hoja acero laminada caliente y recocida		Condición recocido			
		Diferencia pase final (%) ¹⁾	Espesor de hoja tras laminado (mm)	Temperatura fin laminado (°C)	Temperatura paro enfriado rápido (°C)	Tiempo hasta paro enfriado rápido (s) ²⁾	Tasa enfriado media ³⁾ (°C/s)	Temperatura enrollado ⁴⁾ (°C)	Temperatura calentamiento (°C)	Tiempo mantenimiento ⁵⁾ (h)	Tamaño grano medio granos bcc (µm)	Densidad numérica media carburos hierro (número/µm ²)	Temperatura mojado (°C)	Tasa enfriado principal (°C/s)	Temperatura paro enfriado principal (°C)	Temperatura paro enfriado secundario (°C)
20	N	42	2.0	900	660	0.18	1500	RT	640	1	2.6	1.1	850	0.3	820	350
21	O	42	2.0	900	650	0.18	1563	100	640	1	2.7	9.3×10 ⁻¹	865	1.8	700	350
22	P	42	2.0	900	650	0.18	1563	100	640	1	2.6	9.1×10 ⁻¹	865	1.8	700	350
23	Q	42	2.0	900	660	0.18	1500	100	620	0	2.9	8.7×10 ⁻¹	865	1.8	700	400
24	R	42	2.0	900	660	0.18	1500	RT	620	0	2.7	8.8×10 ⁻¹	865	1.8	700	400
25	S	22	2.0	900	660	0.17	1600	RT	620	0	4.4	7.3×10 ⁻¹	850	6.0	810	350
26	T	29	2.6	910	680	0.17	1600	RT	620	0	3.7	8.8×10 ⁻¹	850	1.7	700	400
27	T	29	2.6	910	680	0.17	1600	RT	620	0	3.7	8.8×10 ⁻¹	850	1.7	700	400

1) Espesor de hoja de acero laminada en caliente. 2) Tiempo desde la terminación del laminado al paro de enfriado media durante el enfriado rápido. 4) RT significa temperatura ambiente. 5) 0h significa que no se realizó el mantenimiento.

5 Para la hoja de acero recocida obtenida, las fracciones de volumen de la fase de producción de transformación a baja temperatura, la austenita retenida, la ferrita poligonal, el tamaño de grano medio de austenita retenida, la densidad numérica (N_R) por unidad de área de granos de austenita retenida que cada uno tiene un tamaño de 1,2 μm o más grande, la producción de tensión (YS), la fuerza extensible (TS), el alargamiento total (EI), el índice de endurecimiento por trabajo (valor n), y la relación de expansión de calibre (λ) fueron medidas como se describe en el Ejemplo 1. La Tabla 12 da resultados de observación de estructura metálica y los resultados de evaluación de rendimiento de la hoja de acero laminada en frío tras ser recocida. En las Tablas 10 a 12, la marca “*” adjunta a un símbolo o número indica que el símbolo o número está fuera del alcance de la presente invención.

Tabla 12

Prueba No.	Acero	Espesor hoja acero laminada en frío (mm)	Relación laminado en frío ¹⁾ (%)	Estructura metálica hoja acero laminada en frío (%: relación de volumen)					Propiedad mecánica de la hoja de acero laminada en frío ³⁾								
				Fase de producción de transformación a baja temperatura (%)	Austenita retenida (%)	Polygonal α (%)	Tamaño grano medio (μm)		$N_{R^{21}}$ (número / μm^2)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	valor n_{λ} (%)	TS x EI (MPa%)	TS x valor n (MPa)	TS ^{1.7} x λ (MPa ^{1.7} %)	
						Retenida γ		Polygonal α									
1	A*	1.0	50	76	3	21	0.83	6.0	0.006	496	705	24.0	0.172	48	16920	121	3335514
2	B	1.2	60	61	11	28	0.83	6.1	0.038	497	972	17.3	0.149	35	16816	145	4198563
3	B	1.2	60	35*	10	55*	0.81	4.2	0.038	515	1050	15.6	0.161	31	16380	169	4240172
4	C	1.0	50	84	7	9	0.78	1.9	0.033	676	981	16.5	0.162	57	16187	159	6945638
5	D	1.0	50	80	9	11	0.53	2.2	0.014	544	996	21.3	0.194	52	21215	193	6501959
6	E	1.0	50	82	7	11	0.42	2.1	0.008	538	988	20.7	0.178	53	20452	176	6536762
7	F	1.0	50	80	8	12	0.42	2.5	0.006	573	996	20.6	0.184	63	20518	183	7877373
8	G	1.0	50	86	10	4	0.59	0.5	0.018	619	1179	17.3	0.152	61	20397	179	10160224
9	H	1.0	50	82	9	9	0.51	1.7	0.011	565	1121	19.8	0.190	60	22196	213	9172354
10	I	1.0	50	89	9	2.0	0.72	0.4	0.036	759	1080	17.5	0.133	27	18900	144	3874219
11	J	1.0	50	81	15	4	0.55	0.6	0.017	727	1046	21.0	0.181	45	21966	189	6115280
12	J	1.0	50	85	14	1.0	0.65	0.5	0.028	691	1037	19.0	0.158	55	19703	164	7365234
13	J	1.0	50	85	15	0.0	0.61	-	0.026	700	1044	18.3	0.155	58	19105	162	7856314
14	K	1.0	50	77	16	7	0.53	0.7	0.015	662	1018	23.2	0.193	48	23618	196	6228916
15	K	1.0	50	83	15	2.0	0.62	0.8	0.027	702	1040	18.8	0.157	54	19552	163	7266921
16	L	1.0	50	68	9	23	0.63	4.2	0.021	558	995	21.6	0.169	52	21492	168	6490865
17	L	1.0	50	68	9	23	0.52	5.8	0.018	642	988	19.9	0.165	47	19661	163	5796751
18	M	1.0	50	65	11	24	0.65	4.2	0.022	545	995	21.7	0.166	46	21592	165	5741919
19	N	1.0	50	81	13	6	0.48	1.0	0.009	567	1066	19.9	0.190	48	21213	203	6736410
20	N	1.0	50	87	11	2.0	0.45	0.4	0.007	684	1079	18.2	0.151	55	19638	163	7879509
21	O	1.0	50	76	8	16	0.44	2.6	0.006	584	1010	21.4	0.191	77	21614	193	9859095
22	P	1.0	50	76	10	14	0.42	2.2	0.006	537	986	21.8	0.198	71	21495	195	8726681

(continuación)

Prueba No.	Acero	Espesor hoja acero laminada en frío (mm)	Relación laminado en frío ¹⁾ (%)	Estructura metálica hoja acero laminada en frío (%: relación de volumen)				Propiedad mecánica de la hoja de acero laminada en frío ³⁾									
				Fase de producción de transformación a baja temperatura (%)	Austenita retenida (%)	Poligonal α (%)	Tamaño grano medio (μm) Retenida γ Poligonal α	N_R^{21} (número / μm^2)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	valor n	λ (%)	TS x EI (MPa%)	TS x valor n (MPa)	TS ^{1.7} x λ (MPa ^{1.7})	
23	Q	1.0	50	83	9	8	0.44	1.4	0.007	693	1059	20.2	0.178	84	21392	189	11657419
24	R	1.0	50	69	12	19	0.51	2.0	0.011	526	995	23.0	0.215	73	22885	214	9112176
25	S	1.0	50	91	9	0.0	0.58	-	0.031	671	1177	15.4	0.138	63	18126	162	10463104
26	T	1.2	54	81	14	5	0.53	1.1	0.018	646	1120	18.8	0.151	61	21056	169	9311089
27	T	0.8	69	81	15	6	0.54	1.3	0.016	632	1111	20.2	0.163	55	22442	181	8280882

1) Relación de laminado en frío: Diferencia total del laminado en frío; 2) N_R : Densidad numérica de granos de austenita retenida que tienen un tamaño de grano de 1.2 μm o más grande; 3) EI: Alargamiento total convertido para corresponder con 1.2-mm de espesor, λ : relación de expansión de calibre, valor n : índice de endurecimiento por trabajo

ES 2 686 567 T3

5 Todas las hojas de acero laminadas en frío producidas de conformidad con el método definido en la presente invención tienen el valor de TS x EI de 15.000 MPa% o superior, el valor de TS X valor n de 150 o superior, y el valor de $TS^{1.7} \times \lambda$ de 4.500.000 MPa^{1.7%} o superior, exhibiendo excelente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico. Todos los ejemplos en los cuales la diferencia de laminado del pase final del laminado en caliente fue superior que 25%, y la temperatura de paro de enfriado secundaria tras el recocido fue de 340°C o superior tuvo el valor de TS x EI de 19.000 MPa% o superior, el valor de TS x valor n de 160 o superior, y el valor de $TS^{1.7} \times \lambda$ de 5.500.000 MPa^{1.7%} o superior, exhibiendo más excelente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico. Todos los ejemplos en los que la diferencia de laminado del paso final del laminado en caliente fue superior del 25%, la diferencia total del laminado en frío fue superior del 50%, la temperatura del tratamiento de mojado en el recocido fue de (punto $Ac_3 - 40^\circ C$) o superior e inferior a (punto $Ac_3 + 50^\circ C$), tras el tratamiento de mojado, la hoja de acero fue enfriada por 50°C o más desde la temperatura de mojado a una tasa de enfriado inferior a 10,0°C/s, y la temperatura de paro de enfriado secundaria fue de 340°C o superior tenía el valor de TS x EI es de 20.000 MPa% o superior, el valor de TS x valor n de 165 o superior, y el valor de $TS^{1.7} \times \lambda$ de 6.000.000 MPa^{1.7%} o superior, exhibiendo aún más excelente ductilidad, propiedad de endurecimiento por trabajo, y propiedad de bordeado elástico.

10

15

REIVINDICACIONES

1. Un método para fabricar una hoja de acero laminada en frío que tiene una estructura metálica tal que la fase principal es una fase de producción de transformación a baja temperatura, y la fase secundaria contiene austenita retenida, caracterizada por comprender los siguientes pasos (A) y (B):

5 (A) un paso de laminado en frío en el cual una hoja de acero laminada en caliente que tiene una composición química consistente, en porcentaje de masa, en C: más de 0,020% y menos de 0,30%, Si: más de 0,10% y como mucho 3,00%, Mn: más de 1,00% y como mucho 3,50%, P: como mucho 0,10%, S: como mucho 0,010%, sol.Al: como mínimo 0% y como mucho 2,00%, N: como mucho 0,010%, Ti: como mínimo 0% y menos que 0,050%, Nb: como mínimo 0% y menos que 0,050%, V: como mínimo 0% y como mucho 0,50%, Cr: como mínimo 0% y como mucho 1,0%, Mo: como mínimo 0% y como mucho 0,50%, B: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, Ca: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, Mg: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, REM: como mínimo 0% y como mucho 0,050%, y Bi: como mínimo 0% y como mucho 0,050%, el resto de Fe e impurezas, donde el tamaño medio de grano de los granos que tienen una estructura bcc y los granos que tienen una estructura bct rodeados por un límite de grano que tiene una diferencia de orientación de 15° o más es 6,0 mm o menor, está sometido al laminado en frío para formar una hoja de acero laminada en frío; y

(B) un proceso de recocido en el cual la hoja de acero laminada en frío es sometida a un tratamiento de mojado en la región de temperatura de punto $Ac_3 - 40^\circ C$ o superior, después de eso enfriada a la región de temperatura de 500°C o inferior y 300°C o superior, y es mantenida en esa región de temperatura por 30 segundos o más.

20 2. El método para fabricar una hoja de acero laminada en frío como se expone en la reivindicación 1, donde la hoja de acero laminada en caliente es una hoja de acero en la cual la densidad numérica media de carburos de hierro existente en la estructura metálica es de $1,0 \times 10^{-1} / \mu m^2$ o superior.

3. Un método para fabricar una hoja de acero laminada en frío que tiene una estructura metálica tal que la fase principal es una fase de producción de transformación a baja temperatura, y la fase secundaria contiene austenita retenida, caracterizada por comprender los siguientes pasos (C) a (E):

25 (C) un paso de laminado en caliente en el cual un desbaste que tiene una composición química que consiste, en porcentaje de masa, en C: más de 0,020% y menos de 0,30%, Si: más de 0,10% y como mucho 3,00%, Mn: más de 1,00% y como mucho 3,50%, P: como mucho 0,10%, S: como mucho 0,010%, sol.Al: como mínimo 0% y como mucho 2,00%, N: como mucho 0,010%, Ti: como mínimo 0% y menos que 0,050%, Nb: como mínimo 0% y menos que 0,050%, V: como mínimo 0% y como mucho 0,50%, Cr: como mínimo 0% y como mucho 1,0%, Mo: como mínimo 0% y como mucho 0,50%, B: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, Ca: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, Mg: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, REM: como mínimo 0% y como mucho 0,050%, y Bi: como mínimo 0% y como mucho 0,050%, el resto de Fe e impurezas, está sometida a laminado en caliente tal que la diferencia de laminado del pase final es superior al 15%, y el laminado es terminado en la región de temperatura punto Ar_3 o superior para formar una hoja de hacer laminada en caliente, y la hoja de acero laminada en caliente es enfriada a la región de temperatura de 780°C o inferior dentro de los 0,4 segundos después de la terminación del laminado, y es enrollada en la región de temperatura superior a 400°C.

(D) un paso de laminado en frío en el cual la hoja de acero laminada en caliente obtenida mediante el paso (C) es sometida a laminado en frío para formar una hoja de acero laminada en frío; y

40 (E) un paso de recocido en el cual la hoja de acero laminada en frío es sometida a un tratamiento de mojado en la región de temperatura de punto $Ac_3 - 40^\circ C$, o superior, después de eso enfriada a la región de temperatura de 500°C o inferior y 300°C o superior, y es mantenida en esa región de temperatura por 30 segundos o más.

4. Un método para fabricar una hoja de acero laminada en frío que tiene una estructura metálica tal que la fase principal es una fase de producción de transformación a baja temperatura, y la fase secundaria contiene austenita retenida, caracterizada por comprender los siguientes pasos (F) a (I):

45 (F) un paso de laminado en caliente en el cual un desbaste que tiene una composición química que consiste, en porcentaje de masa, en C: más de 0,020% y menos de 0,30%, Si: más de 0,10% y como mucho 3,00%, Mn: más de 1,00% y como mucho 3,50%, P: como mucho 0,10%, S: como mucho 0,010%, sol.Al: como mínimo 0% y como mucho 2,00%, N: como mucho 0,010%, Ti: como mínimo 0% y menos que 0,050%, Nb: como mínimo 0% y menos que 0,050%, V: como mínimo 0% y como mucho 0,50%, Cr: como mínimo 0% y como mucho 1,0%, Mo: como mínimo 0% y como mucho 0,50%, B: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, Ca: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, Mg: como mínimo 0% y como mucho 0,010%, REM: como mínimo 0% y como mucho 0,050%, y Bi: como mínimo 0% y como mucho 0,050%, el resto de Fe e impurezas, está sometida a laminado en caliente tal que el laminado es terminado en la región de temperatura punto Ar_3 o superior para formar una hoja de acero laminada en caliente, y la hoja de acero laminada en caliente es enfriada a la región de temperatura de 780°C o inferior dentro de los 0,4 segundos después de la terminación del laminado, y es enrollada en la región de temperatura inferior a 400°C.

- (G) un paso de recocido de hoja laminada en caliente en el cual la hoja de acero laminada en caliente obtenida mediante el paso (F) es sometida a recocido de forma que la hoja de acero laminada en caliente es calentada a la región de temperatura de 300°C o superior para formar una hoja de acero laminada en caliente y recocida.
- 5 (H) un paso de laminado en frío en el cual la hoja de acero laminada en caliente y recocida es sometida a un laminado en frío para formar una hoja de acero laminada en frío; y
- (I) un paso de recocido en el cual la hoja de acero laminada en frío es sometida a un tratamiento de mojado en la región de temperatura de punto $A_{c3} - 40^{\circ}\text{C}$, o superior, después de eso enfriada a la región de temperatura de 500°C o inferior y 300°C o superior, y es mantenida en esa región de temperatura por 30 segundos o más.
- 10 5. El método para fabricar una hoja de acero laminada en frío como se expone en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, donde en la estructura metálica de la hoja de acero laminada en frío, la segunda fase contiene austenita retenida y ferrita poligonal.
6. El método para fabricar una hoja de acero laminada en frío como se expone en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, donde, en el paso de laminado en frío (A), (D) o (H), el laminado en frío es realizado con una diferencia total que excede el 50%.
- 15 7. El método para fabricar una hoja de acero laminada en frío como se expone en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, donde en los pasos de recocido (B), (E) o (I), el tratamiento de mojado es realizado en la región de temperatura de punto $A_{c3} - 40^{\circ}\text{C}$, o superior, e inferior a $A_{c3} + 50^{\circ}\text{C}$.
8. El método para fabricar una hoja de acero laminada en frío como se expone en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 7, donde, en el paso de recocido (B), (E) o (I), el enfriado es realizado por 50°C o más a una tasa de enfriado inferior a 10,0°C/s tras el tratamiento de mojado.
- 20 9. El método para fabricar una hoja de acero laminada en frío como se expone en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 8, donde la composición química contiene, en porcentaje de masa, un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Ti: el menos 0,005% y menos de 0,050%, Nb: al menos 0,005% y menos de 0,050%, y V: al menos 0,010% y como mucho 0,50%.
- 25 10. El método para fabricar una hoja de acero laminada en frío como se expone en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 9, donde la composición química contiene, en porcentaje de masa, un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Cr: como mucho 0,20% y como mucho 1,0%, Mo: al menos 0,05% y como mucho 0,50%, y B: al menos 0,0010% y como mucho 0,010%.
- 30 11. El método para fabricar una hoja de acero laminada en frío como se expone en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 10, donde la composición química contiene, en porcentaje de masa, un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Ca: al menos 0,0005% y como mucho 0,010%, Mg: al menos 0,0005% y como mucho 0,010%, REM: al menos 0,0005% y como mucho 0,050%, y Bi: al menos 0,0010% y como mucho 0,050%.
- 35 12. El método para fabricar una hoja de acero laminada en frío como se expone en cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11, donde la relación de volumen de austenita retenida a la estructura total es de 4,0% o superior y 25,0% o inferior.

Fig. 1

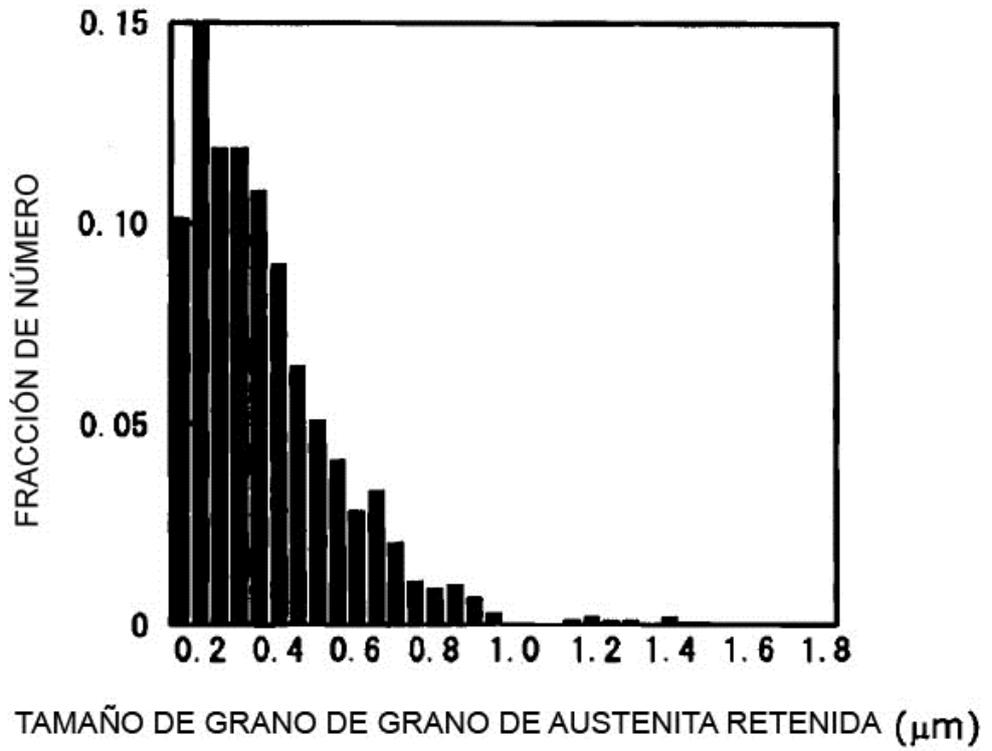


Fig. 2

