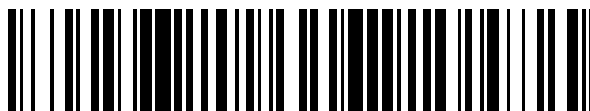


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 665 318**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/26	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)		
C22C 38/38	(2006.01)		
C21D 9/46	(2006.01)		
C21D 9/48	(2006.01)		
C21D 1/673	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)		
C22C 38/12	(2006.01)		
C22C 38/14	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **27.06.2012 PCT/JP2012/066380**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **10.01.2013 WO13005618**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **27.06.2012 E 12808030 (6)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **14.02.2018 EP 2730672**

54 Título: **Chapa de acero laminado en frío**

30 Prioridad:

06.07.2011 JP 2011150239
06.07.2011 JP 2011150240
06.07.2011 JP 2011150245

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
25.04.2018

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 y
TOMIDA, TOSHIRO

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 665 318 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero laminado en frío

Campo técnico

5 La invención se refiere a una chapa de acero laminado en frío. Más particularmente, se refiere a una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tiene excelente ductilidad, templabilidad y capacidad de embreado por estirado.

Antecedentes

10 En estos días en los que el campo industrial de la tecnología está tan fragmentado, se ha requerido un material utilizado en cada campo tecnológico que ofrezca un especial y alto rendimiento. Por ejemplo, para una chapa de acero laminado en frío que se forma a presión y se pone en uso, se ha requerido una capacidad de conformación más sobresaliente con la diversificación de los moldes de prensa. Además, como se ha requerido una alta resistencia, se ha estudiado el uso de una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia. En particular, con respecto a una chapa de acero en automoción, para reducir el peso de la carrocería del vehículo y mejorar de ese modo el ahorro de combustible desde la perspectiva del ámbito global, se ha visto aumentada considerablemente la demanda de una chapa delgada de acero laminado en frío de alta resistencia con gran capacidad de conformación. En el conformado a presión, a medida que es menor el espesor de la chapa de acero utilizada, suelen producirse grietas y arrugas. Por lo tanto, se requiere una chapa de acero aún más excelente en ductilidad y capacidad de embreado por estirado. Sin embargo, la capacidad de conformación a presión y el gran refuerzo de la chapa de acero son características contrarias entre sí y, por lo tanto, es difícil satisfacer las dos características al mismo tiempo.

20 Hasta ahora, como un procedimiento mejorando la capacidad de conformación a presión de una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia, se han propuesto muchas técnicas relativas al refinamiento del grano de la microestructura. Por ejemplo, el Documento de Patente 1 describe un procedimiento para producir una chapa de acero laminado en caliente de gran resistencia y grano muy fino que se somete a laminado a un estirado total de 80 % o superior en una zona de temperatura en las proximidades del punto Ar₃ en el proceso de laminado en caliente. El Documento de Patente 2 describe un procedimiento para producir un acero ferrítico ultrafino que está sometido a laminación continua a un estirado de 40 % o superior en el proceso de laminado en caliente.

30 Mediante estas técnicas, se mejora el equilibrio entre resistencia y ductilidad de la chapa de acero laminado en caliente. Sin embargo, los Documentos de Patente descritos anteriormente no describen en absoluto un procedimiento para obtener una chapa de acero laminado en frío de grano fino mejorando la capacidad de conformación a presión. Según el estudio llevado a cabo por los autores de la presente invención, si se realiza laminación en frío y recocido de la chapa de acero laminado en caliente de grano fino obtenida por laminado de alta reducción, los granos del cristal suelen engrosarse, y es difícil obtener una chapa de acero laminado en frío de excelente capacidad de conformación a presión. En particular, en la fabricación de una chapa de acero laminado en frío de fase compleja que contiene un producto de transformación a baja temperatura o austenita retenida en la estructura, que debe ser recocida en la zona de alta temperatura del punto Ac₁ o superior, el engrosamiento de los granos del cristal en el momento del recocido es considerable, y la ventaja de la chapa de acero laminado en frío de fase compleja con excelente ductilidad no se puede aprovechar.

40 El Documento de Patente 3 describe un procedimiento para producir una chapa de acero laminado en caliente que tiene granos ultrafinos, en cuyo procedimiento, el laminado en la zona de recristalización dinámica se realiza con un paso de laminación de cinco o más soportes. Sin embargo, la reducción de la temperatura en la laminación en caliente debe reducirse mucho, y es difícil llevar a cabo este procedimiento en un equipo general de laminado en caliente. Además, aunque el Documento de patente 3 describe un ejemplo en el que el laminado en frío y el recocido se realizan después del laminado en caliente, el equilibrio entre la resistencia a la tracción y la capacidad de expansión de agujero (capacidad de embreado por estirado) es baja y la capacidad de conformación a presión es insuficiente.

50 Con respecto a la chapa de acero laminado en frío que tiene una estructura fina, el Documento de Patente 4 describe una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia para automoción excelente en resistencia a impactos y capacidad de conformación, en la que la austenita retenida con un tamaño medio de grano del cristal de 5 μm o más pequeño está dispersada en la ferrita que tiene un tamaño medio de grano del cristal de 10 μm o más pequeño. La chapa de acero que contiene austenita retenida en la estructura presenta elongación una gran elongación debido a la plasticidad inducida por la transformación (TRIP) producida por la transformación de austenita a martensita durante el trabajado; sin embargo, la capacidad de expansión de agujero se ve afectada por la formación de martensita dura. Para la chapa de acero laminado en frío descrita en el Documento de Patente 4, se supone que la ductilidad y la capacidad de expansión de agujero se mejoran produciendo ferrita y austenita retenida de grano fino. Sin embargo, la relación limitante de expansión de agujero es como máximo de 1,5, y es difícil decir que se proporciona una capacidad de conformación a presión suficiente. Además, mejorando el coeficiente de temple y mejorar la resistencia a impactos, es necesario hacer que la fase principal sea una ferrita blanda, y es difícil

obtener una resistencia de alta resistencia.

El Documento de Patente 5 describe una chapa de acero de alta resistencia excelente en elongación y capacidad de embriado por estirado, en la que la fase secundaria que consiste en austenita retenida y/o martensita está dispersada finamente dentro de los granos del cristal. Sin embargo, para hacer la fase secundaria fina hasta un tamaño nano y dispersarla dentro de los granos del cristal, es necesario contener elementos costosos como Cu y Ni en grandes cantidades y realizar un tratamiento de solución a alta temperatura durante un largo período de tiempo, de manera que son considerables el aumento en el costo de producción y la reducción de la productividad.

El Documento de Patente 6 describe una chapa de acero galvanizada en caliente de alta resistencia excelente en ductilidad, capacidad de embriado por estirado y con la propiedad de resistencia a la fatiga, en la que la austenita retenida y el producto de transformación a baja temperatura están dispersados en ferrita y martensita templada que tienen un tamaño medio de grano del cristal de 10 μm o más pequeño. La martensita templada es una fase que es efectiva mejorando la capacidad de embriado por estirado y la propiedad de resistencia a la fatiga, y se supone que, si se realiza el refinado del grano de la martensita templada, estas propiedades se mejoran aún más. Sin embargo, para obtener una estructura metalúrgica que contiene martensita templada y austenita retenida, es necesario el recocido primario para conformar martensita y el recocido secundario para el templado de la martensita y además para obtener austenita retenida, de modo que la productividad se ve significativamente disminuida.

El Documento de Patente 7 describe un procedimiento para producir una chapa de acero laminado en frío en la que la austenita retenida está dispersada en ferrita de grano fino, en cuyo procedimiento, la chapa de acero se enfría rápidamente a una temperatura de 720 °C o inferior inmediatamente después de ser laminada en caliente, y se mantiene en un intervalo de temperatura de 600 a 720 °C durante 2 segundos o más, y la chapa de acero laminado en caliente obtenida se somete a laminado en frío y recocido. El documento JP 2005 336526 A describe una chapa de acero de alta resistencia, en una chapa de acero con austenita retenida que incluye, en masa, 0,06 a 0,6 % de C, Si + Al: 0,5 a 3 %, 0,5 a 3 % de Mn, <0,15 % (excluyendo el 0 %) de P y <0,02 % (excluyendo el 0 %) de S, e incluyendo martensita templada, el factor espacial de la martensita templada es >50 % para toda la estructura, el factor espacial de la austenita retenida es de 3 a 20 % para toda la estructura, y también, el tamaño medio de grano del cristal de la austenita retenida es <4,5 μm. El documento JP 2006 336074 A describe una chapa de acero que tiene alta resistencia y excelente ductilidad, y también tiene facilidad de transformación química y propiedades de recubrimiento excelentes, la austenita retenida con un tamaño medio de grano de <500 nm está incluida en granos del cristal a un factor espacial de 3 a 20 % como una estructura de segunda fase, y la concentración de Si es <0,8 % en masa. La estructura de segunda fase incluye un elemento o elementos estabilizadores de austenita, y el contenido del elemento o elementos estabilizadores de austenita en la segunda estructura de fase es, preferentemente, superior a 10 % en masa del contenido del elemento o elementos de estabilización de austenita en el total de la chapa de acero.

Lista de citas

Documentos de patente

Documento de Patente 1: JP 58-123823 A1

Documento de Patente 2: JP 59-229413 A1

Documento de Patente 3: JP 11-152544 A1

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

Compendio de la invención

La técnica descrita anteriormente en el Documento de Patente 7 es excelente en que se puede obtener una chapa de acero laminado en frío en la que se forma una estructura de grano fino y se mejora la trabajabilidad y estabilidad térmica mediante un proceso en el que se ha terminado el laminado en caliente, la deformación por trabajo acumulada en la austenita no se libera, y la transformación de la ferrita se logra con la deformación por trabajo que se utiliza como fuerza motriz.

Sin embargo, debido a la necesidad en los últimos años de un mayor rendimiento, se ha exigido una chapa de acero laminado en frío provista de alta resistencia, buena ductilidad, excelente templabilidad por deformación y excelente capacidad de embriado por estirado al mismo tiempo.

La invención se ha realizado para satisfacer tal demanda. Específicamente, un objetivo de la invención es proporcionar una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia que tenga una ductilidad, templabilidad por

deformación y capacidad de embriado por estirado excelentes, en la que la resistencia a la tracción sea de 780 MPa o superior.

5 Los autores de la presente invención llevaron a cabo exámenes detallados de la influencia de la composición química y de las condiciones de fabricación ejercidas sobre las propiedades mecánicas de una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia. En esta descripción, el símbolo "%" que indica el contenido de cada elemento en la composición química del acero significa porcentaje en masa.

Una serie de aceros de muestra tenía una composición química que consistía, en porcentaje en masa, de 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, Al sol.: 2,00 % o menos, y N: 0,010 % o menos.

10 Una losa que tiene la composición química descrita anteriormente se calentó a 1.200 °C, y posteriormente se laminó en caliente con objeto de tener un espesor de 2,0 mm en diversos patrones de reducción de la laminación en el intervalo de temperatura del punto Ar₃ o superior.

15 Después de ser laminadas en caliente, las chapas de acero se enfriaron hasta la zona de temperatura de 720 °C o menor en varias condiciones de enfriamiento. Después de ser enfriado con aire durante 5 a 10 segundos, las chapas de acero se enfriaron a varias temperaturas a una velocidad de enfriamiento de 90 °C/s o menor. Esta temperatura de enfriamiento se usó como temperatura de bobinado. Después de que las chapas de acero se habían cargado en un horno de calentamiento eléctrico mantenido a la misma temperatura y se habían mantenido durante 30 minutos, las chapas de acero se enfriaron en el horno a una velocidad de enfriamiento de 20 °C/h, con lo cual se simuló el enfriamiento gradual después del bobinado. Las chapas de acero laminado en caliente así obtenidas se sometieron a decapado y se laminaron en frío a un estirado del 50 % con objeto de tener un espesor de 1,0 mm. Utilizando un simulador de recocido continuo, las chapas de acero laminado en frío obtenidas se calentaron a varias temperaturas y se mantuvieron durante 95 segundos, y posteriormente se enfriaron para obtener chapas de acero recocidas.

25 De cada una de las chapas de acero laminado en caliente y chapas de acero recocidas se tomó como muestra un espécimen de ensayo para la observación de la microestructura. Usando un microscopio óptico y un microscopio electrónico de barrido (SEM) equipados con un analizador de modelo de difracción de retrodispersión de electrones (EBSP), se observó la estructura en una posición profunda en un cuarto del espesor de la superficie de la chapa de acero, y usando un aparato de difracción por rayos X (XRD), se midió la fracción volumétrica de austenita retenida en una posición profunda en un cuarto del espesor de la superficie de la chapa de acero recocida. Además, de la chapa de acero recocida se tomó como muestra un espécimen de ensayo de tracción a lo largo de la dirección perpendicular a la dirección de laminación. Usando este espécimen de ensayo de tracción se realizó un ensayo de tracción, con el que se evaluó la ductilidad por elongación total, y se evaluó la templabilidad por deformación mediante el coeficiente de temple por deformación (valor de n) en el intervalo de deformación de 5 a 10 %. Además, de la chapa de acero recocida se tomó como muestra un espécimen de ensayo de expansión de agujero cuadrado de 100 mm. Usando este espécimen de ensayo se realizó una expansión del agujero en el ensayo, a través del cual se evaluó la capacidad de embriado por estirado. En el ensayo de expansión del agujero, se formó un agujero perforado de 10 mm de diámetro con un espacio libre de 12,5 %, el agujero perforado se expandió usando un punzón con forma de cono con un ángulo superior frontal de 60° y se midió la relación de expansión (relación limitante de expansión del agujero) del agujero en el momento en que se generó una grieta que penetrara en el espesor de la chapa.

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

(A) Si la chapa de acero laminado en caliente, que se produce a través del llamado proceso de enfriamiento rápido inmediato donde el enfriamiento rápido se realiza enfriando con agua inmediatamente después del laminado en caliente, específicamente, la chapa de acero laminado en caliente se produce de tal manera que el acero es enfriado rápidamente hasta la zona de temperatura de 720 °C o menor en 0,40 segundos después de terminar la laminación en caliente, es laminada en frío y recocida, la ductilidad y capacidad de embriado por estirado de la chapa de acero recocido mejoran con el aumento de la temperatura de recocido. Sin embargo, si la temperatura de recocido es demasiado alta, los granos de austenita se vuelven gruesos, y la ductilidad y capacidad de embriado por estirado de la chapa de acero recocida se puede estropear repentinamente.

50 (B) El aumento en la reducción del laminado final en la laminación en caliente restringe el engrosamiento de los granos de austenita que pueden aparecer durante el recocido a una temperatura alta después del laminado en frío. La razón de esto no está clara, pero se supone que proceden del hecho de que: (a) a medida que se incrementa la reducción de la laminación final, se incrementa más la fracción de ferrita en la estructura de la chapa de acero laminado en caliente y el refinamiento de la ferrita se vuelve más alentadora también; (b) a medida que se incrementa más la reducción de la laminación final, disminuye más el producto grueso de transformación a baja temperatura en la estructura de la chapa de acero laminado en caliente; (c) los bordes del grano de ferrita funcionan como sitios de nucleación en la transformación de ferrita a austenita durante el recocido y, así, a medida que existen granos de ferrita más refinados, una tasa de nucleación llega a incrementarse más, de modo que la austenita se vuelve más refinada; y (d) un producto de granulado grueso de transformación a baja temperatura se convierte en granos gruesos de austenita durante el recocido.

(C) Si la temperatura de bobinado aumenta en un proceso de bobinado después de un enfriamiento rápido inmediatamente después del laminado, se restringe el engrosamiento de los granos de austenita que puede aparecer durante el recocido a una temperatura alta después del laminado en frío. La razón de esto no está clara, pero se supone que esto se debe al hecho de que: (a) la chapa de acero laminado en caliente es refinada debido al enfriamiento rápido inmediatamente después del laminado y, así, el aumento de la temperatura de bobinado incrementa significativamente la cantidad de precipitación de carburo de hierro en la chapa de acero laminado en caliente; (b) el carburo de hierro funciona como un sitio de nucleación en la transformación de ferrita a austenita durante el recocido y, así, a medida que se incrementa más la cantidad de precipitación de carburo de hierro, aumenta la tasa de nucleación, refinando de ese modo la austenita; y (c) el carburo de hierro no disuelto reprime el crecimiento de granos de austenita, lo que da como resultado el refinamiento de la austenita.

(D) A medida que el contenido de Si se hace mayor en el acero, se vuelve más fuerte un efecto de prevención del engrosamiento de los granos de austenita. La razón de esto no está clara, pero se supone que se debe al hecho de que: (a) el aumento en el contenido de Si causa el refinamiento del carburo de hierro, lo que aumenta su densidad numérica; (b) en este sentido, la tasa de nucleación en la transformación de ferrita a austenita llega a incrementarse adicionalmente; y (c) el aumento en carburo de hierro no disuelto reprime aún más el crecimiento de los granos de austenita, lo que fomenta un mayor refinamiento de la austenita.

(E) Remojando el acero a alta temperatura mientras se restringe el engrosamiento de los granos de austenita y enfriándolo después, es posible obtener una estructura metalúrgica cuya fase principal es un producto refinado de transformación a baja temperatura, y cuya fase secundaria contiene austenita retenida refinada, y también contiene ferrita poligonal refinada en algunos casos.

La Figura 1 es un gráfico que muestra el resultado del examen de la distribución del tamaño de grano de la austenita retenida en una chapa de acero recocida obtenida por laminado en caliente en condiciones de la reducción de la laminación final de 42 % en porcentaje de disminución del espesor, la temperatura de laminado final de 900 °C, temperatura de parada de enfriamiento rápido de 660 °C, y el tiempo de 0,16 segundos desde la finalización de la laminación hasta la parada del enfriamiento rápido, y la temperatura de bobinado de 520 °C, seguido del recocido a una temperatura de remojo de 850 °C. La Figura 2 es un gráfico que muestra el resultado del examen de la distribución del tamaño de grano de la austenita retenida en una chapa de acero recocida obtenida por laminación en caliente de una losa que tiene la misma composición química utilizando un procedimiento ordinario sin el proceso de enfriamiento rápido inmediato, y laminado en frío y recocido de la chapa de acero laminado en caliente. De la comparación de la Figura 1 y de la Figura 2, se puede ver que, para la chapa de acero recocida producida mediante un proceso de enfriamiento rápido inmediato adecuado (Figura 1), se restringe la formación de granos gruesos de austenita con un tamaño de grano de 1,2 μm o mayor, y la austenita retenida está finamente dispersada.

(F) La supresión de la generación de granos gruesos de austenita retenida, cuyo tamaño de grano es de 1,2 μm o más, mejora la capacidad de embreado por estirado de la chapa de acero, cuya fase principal es un producto de transformación a baja temperatura.

La Figura 3 es un gráfico que muestra una relación entre $TS^{1.7} \times \lambda$ y la densidad numérica (N_R) de la austenita retenida gruesa cuyo tamaño de grano es de 1,2 μm o más. TS indica una resistencia a la tracción, λ indica una relación de expansión de agujero limitante, y $TS^{1.7} \times \lambda$ indica un coeficiente para evaluar la capacidad de expansión del agujero basado en el equilibrio entre la resistencia y la relación de expansión del agujero limitante. Como se muestra en este dibujo, se entiende que $TS^{1.7} \times \lambda$ y N_R tienen una correlación, y a medida que N_R se hace más pequeño, la capacidad de expansión del agujero se incrementa más. La razón de esto no está clara, pero se supone que éste es el resultado de que: (a) la austenita retenida se transforma en martensita dura mediante el trabajo, y si los granos de austenita retenida son gruesos, los granos de martensita también se vuelven gruesos, y la concentración de estrés se incrementa, lo que causa fácilmente vacío en una interfaz con una fase matriz, dando como resultado el inicio de grietas; y (b) los granos gruesos de austenita retenida se convierten en martensita en una etapa temprana de trabajo, y así se vuelven más fácilmente iniciadores de la formación de grietas de lo que lo hacen los granos refinados de austenita retenida.

(G) A medida que se incrementa más la temperatura de recocido, la fracción del producto de transformación a baja temperatura aumenta más, de modo que la templabilidad por deformación tiende a deteriorarse; sin embargo, es posible impedir el deterioro de la templabilidad por deformación en la chapa de acero cuya fase principal es el producto de transformación a baja temperatura reprimiendo la generación de granos gruesos de austenita retenida que tienen un tamaño de grano de 1,2 μm o más.

La Figura 4 es un gráfico que muestra una relación entre un $TS \times$ (valor de n) y N_R . El $TS \times$ (valor de n) es un coeficiente para evaluar la templabilidad por deformación en función del equilibrio entre la resistencia y el coeficiente de temple por deformación. Como se muestra en este dibujo, se entiende que el $TS \times$ (valor de n) tiene una correlación con N_R , y a medida que N_R se hace más pequeño, la templabilidad por deformación se incrementa más. La razón de esto no está clara, pero se supone que esto se debe al hecho de que: (a) los granos gruesos de austenita retenida se convierten en martensita en una etapa inicial de trabajado en donde la deformación es inferior al 5 % y por ello apenas contribuyen al aumento del valor de n en el intervalo de deformación de 5 a 10 %; y (b) reprimiendo la generación de granos gruesos de austenita retenida, aumentan los granos refinados de austenita

retenida que se convierten en martensita en un intervalo de alta tensión del 5 % o más.

5 (H) Como granos que tienen una estructura bcc (cúbica centrada en el cuerpo) y granos que tienen una estructura bct (tetragonal centrada en el cuerpo) (dos tipos de estos granos también se denominan colectivamente "granos bcc", en lo sucesivo), que están rodeados por los bordes del grano cuyo ángulo de pérdida de orientación es 15° o más, tienen tamaños medios del grano más pequeños, se realizan la ductilidad, la templabilidad por deformación y la capacidad de embriado por estirado de la chapa de acero con estructura metalúrgica cuya fase principal es el producto de transformación a baja temperatura, y cuya fase secundaria contiene austenita retenida. La razón de esto no está clara, pero se supone que se debe al hecho de que: (a) la disposición de la austenita retenida se vuelve más preferible debido al refinamiento de los granos de bcc; y (b) la propagación de grietas se suprime por el refinamiento de los granos de bcc.

10 En función de los resultados anteriores, se ha encontrado que el acero que contiene cierta cantidad o más de Si se lamina en caliente con una mayor reducción de laminado final, y posteriormente se somete a enfriamiento rápido inmediatamente después del laminado, el acero está en un estado enrollado a alta temperatura, y se somete a laminación en frío, luego se temple a alta temperatura y luego se enfría para producir una chapa de acero laminado en frío con ductilidad, templabilidad por deformación y capacidad de embriado por estirado excelentes, y que incluye estructura metalúrgica cuya fase principal es un producto de transformación a baja temperatura, y cuya fase secundaria contiene austenita retenida y, preferentemente, contiene además ferrita poligonal, en donde la estructura metalúrgica contiene menos granos gruesos de austenita cuyo tamaño de grano es de 1,2 μm o más, y, preferentemente, contiene granos refinados de bcc.

20 La presente invención proporciona una chapa de acero laminado en frío que incluye una composición química que consiste, en porcentaje en masa, en C: más de 0,020 % hasta menos de 0,30 %; Si: más de 0,10 % hasta 3,00 % o menos; y Mn: más de 1,00 % hasta 3,50 % o menos y, opcionalmente, P: 0,10 % o menos; S: 0,010 % o menos; Al sol.: 0 % o más hasta 2,00 % o menos; N: 0,010 % o menos; Ti: 0 % o más hasta menos de 0,050 %; Nb: 0 % o más hasta menos de 0,050 %; V: 0 % o más hasta 0,50 % o menos; Cr: 0 % o más hasta 1,0 % o menos; Mo: 0 % o más hasta 0,50 % o menos; B: 0 % o más hasta 0,010 % o menos; Ca: 0 % o más hasta 0,010 % o menos; Mg: 0 % o más hasta 0,010 % o menos; REM: 0 % o más hasta 0,050 % o menos; Bi: 0 % o más hasta 0,050 % o menos; y el resto es Fe e impurezas, en donde la chapa de acero laminado en frío incluye una estructura metalúrgica cuya fase principal es un producto de transformación a baja temperatura, y cuya fase secundaria contiene austenita retenida; la austenita retenida tiene una fracción volumétrica de más de 4,0 % hasta menos de 25,0 % en relación con la estructura general, y un tamaño medio de grano de menos de 0,80 μm ; y la de la austenita retenida, con una densidad numérica de granos de austenita retenida cuyo tamaño de grano es de 1,2 μm o más, es de $3,0 \times 10^{-2}$ granos/ μm^2 o menos.

La estructura metalúrgica de la chapa de acero laminado en frío según la presente invención satisface, preferentemente, uno o ambos de los siguientes:

35 - el tamaño medio de grano de los granos que tienen una estructura bcc y de los granos que tienen una estructura bct que están rodeados por bordes de grano cuyo ángulo de pérdida de orientación es de 15° o más es de 7,0 μm o menos; y

40 - la fase secundaria contiene austenita retenida y ferrita poligonal, y la ferrita poligonal tiene una fracción volumétrica de más de 2,0 % a menos de 27,0 % en relación con la estructura general, y un tamaño medio de grano de menos de 5,0 μm .

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

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

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

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

50 Según la presente invención, se puede obtener una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia con suficiente ductilidad, templabilidad por deformación y capacidad de embriado por estirado, que se puede usar para trabajar, como la conformación por presión. 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 problemas medioambientales globales a través de la reducción de peso de la carrocería del vehículo automóvil.

55

Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 es un gráfico que muestra la distribución del tamaño de grano de la austenita retenida en una chapa de acero recocido producida por un proceso de enfriamiento rápido inmediato.

5 La Figura 2 es un gráfico que muestra la distribución del tamaño de grano de la austenita retenida en una chapa de acero recocida producida sin un proceso de enfriamiento rápido inmediato.

La Figura 3 es un gráfico que muestra una relación entre $TS^{1.7} \times \lambda$ y una densidad numérica (N_R) de austenita retenida cuyo tamaño de grano es de 1,2 μm o más.

La Figura 4 es un gráfico que muestra una relación entre $TS \times \lambda$ (valor de n) y la densidad numérica (N_R) de la austenita retenida cuyo tamaño de grano es de 1,2 μm o más.

10 **Descripción de las realizaciones**

La estructura metalúrgica y la composición química en una chapa de acero laminado en frío de alta resistencia según la presente invención, y las condiciones de laminado y recocido y similares en el procedimiento de producción de la chapa de acero de forma eficiente, constante y económica se describen en detalle más adelante.

1. Estructura metalúrgica

15 La chapa de acero laminado en frío de la presente invención incluye una estructura metalúrgica cuya fase principal es un producto de transformación a baja temperatura, y cuya fase secundaria contiene austenita retenida y, preferentemente, contiene además ferrita poligonal, la austenita retenida tiene una fracción volumétrica de más de 4,0 % a menos de 25,0 % en relación con la estructura general, y un tamaño medio de grano de la misma es menor a 0,80 μm , y de la austenita retenida, la densidad numérica de granos de austenita retenida cuyo tamaño de grano es 1,2 μm o más es de $3,0 \times 10^{-2}$ granos/ μm^2 o menos, y el tamaño medio de grano de los granos que tienen la estructura bcc y de los granos que tienen la estructura bct que están rodeados por bordes de grano, cuyo ángulo de pérdida de orientación es, preferentemente, de 15° o más, es 7,0 μm o menos, y/o la fracción volumétrica de la ferrita poligonal relativa a la estructura global es más de 2,0 % hasta menos de 27,0 %, y el tamaño medio de grano de la misma es menor que 5,0 μm .

25 La fase principal significa una fase o estructura en la que la fracción volumétrica es la más grande en la estructura general, y la fase secundaria significa una fase o estructura distinta de la fase principal.

El producto de transformación a baja temperatura significa una fase y estructura formadas por transformación a baja temperatura, como martensita y bainita. Como producto de transformación a baja temperatura que no sea este, 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 mallazo o una forma de placa 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 de los granos.

30 Este producto 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 el producto de transformación a baja temperatura contiene dos o más tipos de fases y estructuras, la suma de fracciones volumétricas de estas fases y estructuras se especifica que sea la fracción volumétrica del producto de transformación a baja temperatura.

La fase bcc es una fase que tiene una estructura del cristal del tipo de red cúbica centrada en el cuerpo (red bcc), y esta fase puede ejemplificarse mediante ferrita poligonal, ferrita bainítica, bainita y martensita templada. Mientras tanto, la fase bct es una fase que tiene una estructura del cristal del tipo de red tetragonal centrada en el cuerpo (red bct), y esta fase puede ejemplificarse por martensita. Los granos que tienen la estructura bcc son una zona rodeada por bordes cuyo ángulo de pérdida de orientación es 15° o más en la fase bcc. De forma similar, los granos que tienen la estructura bct son una zona rodeada por bordes cuyo ángulo de pérdida de orientación es 15° o más en la fase bct. De aquí en adelante, la fase bcc y la fase bct también se denominan colectivamente como fase bcc. Esto se debe a que no se tiene en cuenta ninguna constante de red en la evaluación de la estructura metalúrgica utilizando un EBSP, y por ello la fase bcc y la fase bct se detectan sin diferenciarse entre sí.

45 La razón para configurar la estructura que incluye el producto de transformación a baja temperatura como su fase principal y la austenita retenida en su fase secundaria es porque esta configuración es preferible mejorando la ductilidad, la templabilidad por deformación y la capacidad de embriado por estirado mientras se mantiene la resistencia a la tracción. Si se usa ferrita poligonal, que no es el producto de transformación a baja temperatura, como fase principal, se vuelve difícil asegurar la resistencia a la tracción, así como la capacidad de embriado por estirado.

50 La fracción volumétrica de la austenita retenida en relación con la estructura global se especifica que sea más que 4,0 % a menos que 25,0 %. Si la fracción volumétrica de la austenita retenida en relación con la estructura global es del 4,0 % o menos, la ductilidad resulta insuficiente. En este sentido, la fracción volumétrica de la austenita retenida en relación con la estructura global se especifica que sea más que 4,0 %. Preferentemente, esta relación es más

que 6,0 %, más preferentemente, más que 9,0 %, y aún más preferentemente más que 12,0 %. Por otro lado, si la fracción volumétrica de la austenita retenida en relación con la estructura global es 25,0 % o más, el deterioro de la capacidad de embriado por estirado resulta significativo. En este sentido, la fracción volumétrica de la austenita retenida relativa a la estructura global específica se especifica que sea menor que 25,0 %. Preferentemente, esta relación es menor que 18,0 %, más preferentemente, menor que 16,0 %, y aún más preferentemente menor que 14,0 %.

El tamaño medio de grano de la austenita retenida se especifica que sea menor que 0,80 μm . En la chapa de acero laminado en frío que incluye la estructura metalúrgica cuya fase principal es el producto de transformación a baja temperatura, y cuya fase secundaria contiene la austenita retenida, si el tamaño medio de grano de la austenita retenida es 0,80 μm o más, deterioro de la ductilidad, la templabilidad por deformación y la capacidad de embriado por estirado resultan significativas. Preferentemente, el tamaño medio de grano de la austenita retenida es menor que 0,70 μm , y, más preferentemente, menor que 0,60 μm . El límite inferior del tamaño medio de grano de la austenita retenida no se limita a uno específico, pero es necesario establecer que la reducción de laminación final en la laminación en caliente sea muy alta para refinar la austenita retenida para que sea 0,15 μm o menos, lo que da como resultado un aumento significativo en la carga de producción. Por consiguiente, es preferible especificar el límite inferior del tamaño medio de grano de la austenita retenida sea más que 0,15 μm .

En la chapa de acero laminado en frío que incluye la estructura metalúrgica cuya fase principal es el producto de transformación a baja temperatura, y cuya fase secundaria contiene la austenita retenida, si la austenita retenida cuyo tamaño medio de grano es incluso menor que 0,80 μm contiene más granos gruesos de austenita retenida cuyo tamaño de grano es 1,2 μm o más, la templabilidad por deformación y la capacidad de embriado por estirado se deterioran bastante. En este sentido, la densidad numérica de los granos de austenita retenida cuyo tamaño de grano es de 1,2 μm o más se especifica que sea $3,0 \times 10^{-2}$ granos/ μm^2 o menos. Preferentemente, los granos de austenita retenida, cuyo tamaño de grano es de 1,2 μm o más, tienen una densidad numérica de $2,0 \times 10^{-2}$ granos/ μm^2 o menos, más preferentemente, $1,5 \times 10^{-2}$ granos/ μm^2 o menos, y lo más preferentemente $1,0 \times 10^{-2}$ granos/ μm^2 o menos.

Mejorando aún más la ductilidad y la templabilidad por deformación, la fase secundaria contiene, preferentemente, ferrita poligonal además de austenita retenida. La fracción volumétrica de ferrita poligonal relativa a la estructura global excede, preferentemente, el 2,0 %. Esta fracción volumétrica excede, aún más preferentemente, el 8,0 %, y todavía más preferentemente, excede el 13,0 %. Por otro lado, si la fracción volumétrica de la ferrita poligonal es excesiva, la capacidad de embriado por estirado se deteriora. Por lo tanto, la fracción volumétrica de ferrita poligonal es, preferentemente, inferior a un 27,0 %, aún más preferentemente inferior a un 24,0 %, y todavía más preferentemente inferior a un 18,0 %.

Cuando los granos de ferrita poligonal son más finos, aumenta el efecto de mejorar la ductilidad y la templabilidad por deformación. Por lo tanto, el tamaño medio de grano de la ferrita poligonal se hace, preferentemente, más pequeña que 5,0 μm . Este tamaño medio de grano es, aún más preferentemente, más pequeño que 4,0 μm , y todavía más preferentemente, más pequeño que 3,0 μm .

Mejorando aún más la capacidad de embriado por estirado, la fracción volumétrica de martensita templada contenida en el producto de transformación a baja temperatura con respecto a la estructura global se hace, preferentemente, inferior al 50,0 %. Esta fracción volumétrica es, aún más preferentemente, inferior al 35,0 %, y todavía más preferentemente, inferior al 10,0 %.

Mejorando la resistencia a la tracción, el producto de transformación a baja temperatura contiene, preferentemente, martensita. En este caso, la fracción en volumen de martensita con respecto a la estructura global excede, preferentemente, el 4,0 %. Esta fracción volumétrica excede, aún más preferentemente, el 6,0 %, y todavía más preferentemente, excede el 10,0 %. Por otro lado, si la fracción volumétrica de martensita es excesiva, la capacidad de embriado por estirado se deteriora. Por lo tanto, la fracción volumétrica de martensita con respecto a la estructura global se hace, preferentemente, inferior al 15,0 %.

Mejorando aún más la ductilidad, la templabilidad por deformación y la capacidad de embriado por estirado es preferible que el tamaño medio de grano de los granos de bcc (como se describió anteriormente, los granos de bcc indican, en su conjunto, granos que tienen la estructura bcc y la estructura bct que están rodeados por bordes de grano cuyo ángulo de pérdida de orientación es 15° o más) es de 7,0 μm o menos. Más preferentemente, el tamaño medio de grano de los granos de bcc es de 6,0 μm o menos, y aún más preferentemente de 5,0 μm o menos.

La estructura metalúrgica de la chapa de acero laminado en frío según la presente invención se mide como se describe más adelante. Se determinan las fracciones volumétricas del producto de transformación a baja temperatura y la ferrita poligonal. Específicamente, se toma como muestra un espécimen de ensayo de la chapa de acero, y la superficie longitudinal en sección transversal de la misma paralela a la dirección de laminación se pule, y se graba con nital. Posteriormente, la estructura metalúrgica se observa utilizando un SEM en una posición profunda a un cuarto de espesor desde la superficie de la chapa de acero. Mediante el procesamiento de imagen, se miden las fracciones de área del producto de transformación a baja temperatura y la ferrita poligonal. Suponiendo que la fracción de área sea igual a la fracción volumétrica, se determinan las fracciones volumétricas del producto de

transformación a baja temperatura y la ferrita poligonal. El tamaño medio de grano de la ferrita poligonal se determina como se describe más adelante. Un diámetro del círculo equivalente se determina dividiendo el área ocupada por la totalidad de la ferrita poligonal en un campo visual entre el número de granos del cristal de ferrita poligonal, y el diámetro del círculo equivalente se especifica que sea el tamaño medio de grano.

- 5 La fracción volumétrica de la austenita retenida se determina como se describe más adelante. Se toma como muestra un espécimen de ensayo de la chapa de acero, y la superficie laminada de la misma se pule químicamente hasta una posición profunda a un cuarto de espesor desde la superficie de la chapa de acero, y la intensidad de difracción de los rayos X se mide usando un aparato XRD.

- 10 El tamaño de grano de los granos de austenita retenida y el tamaño medio de grano de la austenita retenida se miden como se describe más adelante. Se toma como muestra un espécimen de ensayo de la chapa de acero, y la superficie longitudinal en sección transversal de la misma paralela a la dirección de laminación se somete a electropulido. La estructura metalúrgica se observa en una posición profunda a un cuarto de espesor de la superficie de la chapa de acero mediante el uso de un SEM equipado con un analizador EBSD. Una zona que se observa como una fase que consiste en una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fase fcc) y está rodeada por la fase de la matriz se especifica que sea un grano de austenita retenida. Mediante el procesamiento de imágenes, se miden la densidad numérica (número de granos por unidad de área) de los granos de austenita retenida y las fracciones de área de granos individuales de austenita retenida. De las áreas ocupadas por granos individuales de austenita retenida en un campo visual, se determinan los diámetros de los círculos equivalentes de los granos individuales de austenita retenida, y el valor medio de los mismos se especifica que sea el tamaño medio de grano de la austenita retenida.

- 20 En la observación de la estructura usando el EBSD, en la zona de 50 µm o mayor en la dirección del espesor de la chapa y 100 µm o mayor en la dirección de laminación, los haces de electrones se irradian a un paso de 0,1 µm para evaluar la fase. Además, entre los datos medidos, los datos en los que el índice de fiabilidad (Índice de Confianza) es 0,1 o más se utilizan para la medición del tamaño de grano como datos efectivos. Para impedir que el tamaño de grano de la austenita retenida sea infravalorado por el ruido de medición, solo se consideran granos efectivos los granos de austenita retenida que tengan cada uno un diámetro del círculo equivalente de 0,15 µm o mayor, con los que se calcula el tamaño medio de grano.

- 30 El tamaño medio de grano de los granos de bcc se mide de la siguiente manera. Específicamente, se recoge un espécimen de ensayo de las chapas de acero, una superficie longitudinal de sección transversal de la misma paralela a la dirección de laminación de cada espécimen de ensayo se somete a electropulido, y se realiza una observación en la estructura metalúrgica de ésta en una posición de profundidad a un cuarto del espesor de la superficie de la chapa de acero usando un SEM equipado con un EBSD. Una zona que se observa como una fase bcc, y está rodeada por bordes cuyo ángulo de pérdida de orientación es 15° o más se especifica que sea un grano de bcc, y un valor calculado según la definición de la siguiente Fórmula (1) se especifica como el tamaño medio de grano de los granos de bcc. En esta fórmula, N indica el número de granos del cristal contenidos en la zona de evaluación del tamaño medio de grano, A_i indica un área de un grano i-ésimo (i = 1, 2, ..., N) del cristal, y d_i indica un diámetro del círculo equivalente del grano i-ésimo del cristal, respectivamente.

Expresión 1

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

- 40 En la presente invención, los granos que tienen la estructura bcc y los granos que tienen la estructura bct se tratan de forma íntegra. Esto se debe a que no se tiene en cuenta ninguna constante de red en la evaluación de la estructura metalúrgica utilizando el EBSD, por lo que resulta difícil distinguir los granos que tienen la estructura bcc (como ferrita poligonal, ferrita bainítica, bainita y martensita templada) de los granos que tienen estructura bct (como martensita).

- 45 En esta observación de la estructura utilizando el EBSD, similar al caso anterior, la fase se determina por irradiación con un haz de electrones con intervalos de 0,1 µm en una zona de 50 µm en la dirección del espesor de la chapa y de 100 µm en la dirección de laminación. Entre los datos de medición obtenidos, tales datos que tienen un Índice de Confianza de 0,1 o más se usan como datos efectivos para la medición del tamaño de grano. Para impedir la subestimación del tamaño de grano causada por los ruidos de medición, en la evaluación de la fase bcc, que es diferente del caso de los granos de austenita retenida antes mencionados, solo se utilizan como granos efectivos en el cálculo del tamaño de grano anterior los granos de bcc cuyo tamaño de grano sea de 0,47 µm o más. En el caso de la estructura de granos mixtos en la que se mezclan granos refinados y granos gruesos, si el tamaño de grano se evalúa utilizando un procedimiento de intercepción que se utiliza generalmente como evaluación del tamaño de grano del cristal de la estructura metalúrgica, puede subestimarse la influencia causada por los granos gruesos. En la presente invención, como procedimiento para calcular el tamaño del grano del cristal considerando la influencia causada por los granos gruesos, se usa la Fórmula (1) anterior que multiplica un área de un grano individual del

crystal como se utiliza un peso.

En la presente invención, la estructura metalúrgica antes mencionada se especifica a una posición de profundidad de 1/4 del espesor de la chapa desde la superficie de la chapa de acero en el caso de usar una chapa de acero laminado en frío, y a una posición de profundidad de 1/4 del espesor de la chapa de una chapa de acero que sea metal base desde el borde entre la chapa de acero que sea el metal base y una capa enchapada en el caso de usar una chapa de acero enchapada.

Para garantizar la propiedad de absorción de la energía de impacto como una propiedad mecánica que puede lograrse en función de las características de la estructura metalúrgica antes mencionada, la chapa de acero laminado en frío según la presente invención tiene, preferentemente, una resistencia a la tracción (TS) de 780 MPa o más en una dirección vertical a la dirección de laminación, y, más preferentemente, tiene una resistencia a la tracción de 950 MPa o más. Por otro lado, TS es, preferentemente, menor que 1.180 MPa para garantizar la ductilidad.

En vista de la capacidad de conformación de la prensa, es preferible que El sea un valor obtenido convirtiendo una elongación total (E_l) en una dirección vertical a la dirección de la laminación en un estiramiento total correspondiente al de un espesor de chapa de 1,2 mm en función de la siguiente Fórmula (1); un valor n que es un coeficiente de endurecimiento por deformación calculado usando deformaciones nominales en dos puntos del 5 % y 10 % donde el intervalo de deformación se especifica que sea 5 a 10 %, y respectivas fuerzas de ensayo correspondientes a estas deformaciones con arreglo a la norma industrial japonesa JIS Z2253; y λ que es una relación limitante de expansión de agujero medida con arreglo a la norma JFST1001 de la Federación de Hierro y Acero de Japón, que cumple las siguientes condiciones:

- un valor de $TS \times E_l$ es 19.000 MPa% o más, en particular y 20.000 MPa o más,
- un valor de $TS \times (\text{valor } n)$ es 160 MPa o más, particularmente 165 MPa o más, y
- un valor de $TS^{1.7} \times \lambda$ es 5.500.000 MPa^{1.7}% o más, particularmente 6.000.000 MPa^{1.7}% o más.

$$E_l = E_{l0} \times (1,2/t_0)^{0,2} \quad (2)$$

donde E_{l0} en esta fórmula indica un valor de medición real de la elongación total que se mide usando cada espécimen del ensayo de tracción JIS N.º 5, t_0 indica un espesor de chapa de cada espécimen de ensayo de tracción JIS N.º 5 que se utiliza para la medición, y E_l indica un valor transformado de la elongación total correspondiente al de un espesor de chapa de 1,2 mm.

El coeficiente de endurecimiento por deformación está representado por un valor n correspondiente al intervalo de deformación de 5 a 10 % en el ensayo de tracción debido a que una deformación generada en el momento de las piezas de automóviles conformadas por prensado es aproximadamente del 5 al 10 %. Si la chapa de acero tiene una elongación total elevada, pero tiene un pequeño valor de n, la propiedad de propagación de la deformación resulta insuficiente durante la conformación de piezas de automóviles por prensado, lo que probablemente provoque defectos de conformado tales como la reducción local del espesor de la chapa, etc. Preferentemente, la relación de rendimiento es inferior al 80 %, más preferentemente, inferior al 75 %, y aún más preferentemente inferior al 70 % en vista de la capacidad de fijación de la forma.

2. Composición química del acero

C: más de 0,020 % a menos de 0,30 %.

El contenido de C de 0,020 % o menos hace que sea difícil lograr la estructura metalúrgica antes mencionada. En este sentido, el contenido de C se especifica que sea más que 0,020 %. Preferentemente, el contenido de C es más de 0,070 %, más preferentemente, más de 0,10 %, y aún más preferentemente más de 0,14 %. Por otro lado, el contenido de C de 0,30 % o más no solo deteriora la capacidad de embriado por estirado sino también la soldabilidad de la chapa de acero. En este sentido, el contenido de C se especifica que sea menor que 0,30 %. Preferentemente, el contenido de C es menor que 0,25 %, más preferentemente, menor que 0,20 %, y aún más preferentemente menor que 0,17 %.

Si: más de 0,10 % a 3,00 % o menos.

El Si actúa mejorando la ductilidad, la templabilidad por deformación y la propiedad de brida elástica reprimiendo el crecimiento del grano de austenita durante el recocido. El Si es un elemento que actúa mejorando la estabilidad de la austenita, y eficaz para lograr la estructura metalúrgica antes mencionada. El contenido de Si de 0,10 % o menos hace que sea difícil lograr los efectos causados por las acciones anteriores. En este sentido, el contenido de Si se especifica que sea más de 0,10 %. Preferentemente, el contenido de Si es más de 0,60 %, más preferentemente, más de 0,90 %, y aún más preferentemente más de 1,20 %. Por otro lado, el contenido de Si de más de 3,00 % deteriora la calidad superficial de la chapa de acero. Además, la capacidad de transformación química y la propiedad de enchapado llegan a deteriorarse significativamente. En este sentido, el contenido de Si se especifica que sea

3,00 % o menos. Preferentemente, el contenido de Si es menor que 2,00 %, más preferentemente, menor que 1,80 %, y aún más preferentemente menor que 1,60 %.

5 En el caso de contener el Al descrito más adelante, el contenido de Si y el contenido de Al sol. satisfacen, preferentemente, la Fórmula (3) siguiente, más preferentemente, satisfacen la Fórmula (4) siguiente, y aún más preferentemente satisfacen la Fórmula (5) siguiente.

Si + Al sol. > 0,60 ... (3)

Si + Al sol. > 0,90 ... (4)

Si + Al sol. > 1,20 ... (5)

10 donde, en las fórmulas, el Si representa el contenido de Si, y Al sol. representa el contenido de Al soluble en ácido en porcentaje en masa en el acero.

Mn: más de 1,00 % a 3,50 % o menos

15 El Mn es un elemento que actúa mejorando la templabilidad del acero y eficaz para lograr la estructura metalúrgica antes mencionada. El contenido de Mn de 1,00 % o menos hace que sea difícil lograr la estructura metalúrgica antes mencionada. En este sentido, el contenido de Mn se especifica que sea más de 1,00 %. Preferentemente, el contenido de Mn es más de 1,50 %, más preferentemente, más de 1,80 %, y aún más preferentemente más de 2,10 %. Un contenido excesivo de Mn hace que un producto grueso de transformación a baja temperatura se expanda en la dirección de laminado en la estructura metalúrgica de la chapa de acero laminado en caliente, y aumenta los granos gruesos de austenita retenida en la estructura metalúrgica después del laminado en frío y del recocido, dando como resultado el deterioro de la templabilidad por deformación y la capacidad de embriado por estirado. En este sentido, el contenido de Mn se especifica que sea 3,50 % o menos. Preferentemente, el contenido de Mn es menor que 3,00 %, más preferentemente, menor que 2,80 %, y aún más preferentemente menor que 2,60 %.

P: 0,10 % o menos

25 El P es un elemento contenido como una impureza en el acero, y se segrega a los bordes del grano, y hace frágil el acero. Por ello, es preferible especificar el contenido de P lo más pequeño posible. En este sentido, el contenido de P se especifica que sea 0,10 % o menos. Preferentemente, el contenido de P es menor que 0,050 %, más preferentemente, menor que 0,020 % y aún más preferentemente menor que 0,015 %.

S: 0,010 % o menos

30 El S es un elemento contenido como una impureza en el acero, y genera inclusiones de sulfuro, y deteriora la capacidad de embriado por estirado. En este sentido, es preferible especificar que el contenido de S sea lo más pequeño posible. En este sentido, el contenido de S se especifica que sea 0,010 % o menos. Preferentemente, el contenido de S es menor que 0,005 %, más preferentemente, menor que 0,003 % y aún más preferentemente menor que 0,002 %.

Al sol.: 2,00 % o menos

35 El Al actúa desoxidando el acero fundido. La presente invención contiene Si que tiene un efecto desoxidante, que es el mismo que Al, y por ello Al no siempre es necesario que esté contenido. En otras palabras, el contenido de Al puede ser lo más cercano posible al 0 %. En el caso de que contenga Al para fomentar la desoxidación, el Al puede estar contenido, preferentemente, como Al sol. cuyo contenido es 0,0050 % o más. Más preferentemente, el contenido de Al sol. es mayor de 0,020 %. Además, el Al es un elemento que actúa mejorando la estabilidad de la austenita de forma similar al Si, y eficaz para lograr la estructura metalúrgica antes mencionada, de modo que el Al puede estar contenido con esta finalidad. En este caso, el contenido de Al sol. es, preferentemente, más de 0,040 %, más preferentemente, más de 0,050 %, y aún más preferentemente más de 0,060 %.

45 Por otro lado, si el contenido de Al sol. es excesivamente alto, es probable que no solo se causen defectos en la superficie resultantes de la alúmina, sino que también la temperatura de transformación aumente considerablemente, lo que dificulta lograr la estructura metalúrgica cuya fase principal es el producto de transformación a baja temperatura. En este sentido, el contenido de Al sol. se especifica que sea 2,00 % o menos. Preferentemente, el contenido de Al sol. es menor que 0,60 %, más preferentemente menor que 0,20 %, y aún más preferentemente menor que 0,10 %.

N: 0,010 % o menos

50 El N es un elemento contenido como una impureza en el acero, y deteriora la ductilidad. Por ello, es preferible especificar el contenido de N tan pequeño como sea posible. En este sentido, el contenido de N se especifica que sea 0,010 % o menos. Preferentemente, el contenido de N es 0,006 % o menos, y más preferentemente 0,005 % o menos.

La chapa de acero según la presente invención puede contener los siguientes elementos como elementos opcionales.

Uno o más tipos seleccionados de un grupo de Ti: menos de 0,050 %, Nb: menos de 0,050 % y V: 0,50 % o menos.

5 Ti, Nb y V actúan suprimiendo la recristalización en el proceso de la laminación en caliente, aumentando así la deformación por el trabajo, y refinando la estructura metalúrgica de la chapa de acero laminado en caliente. Precipitan como carburo o nitruro, y actúan restringiendo el engrosamiento de la austenita durante el recocido. En este sentido, pueden estar contenidos uno o más tipos de estos elementos. El contenido excesivo de estos elementos, sin embargo, más bien saturan los efectos causados por las acciones anteriores, lo cual es antieconómico. Al aumentar esto, los contenidos excesivos de los mismos aumentan la temperatura de recristalización durante el recocido, lo que hace que la estructura metalúrgica después del recocido no sea uniforme, y se deteriore la capacidad de embreado por estirado. Además, se incrementa la cantidad de precipitación de carburo o nitruro, se incrementa la proporción del rendimiento y también se deteriora la capacidad de fijación de la forma.

15 En este sentido, el contenido de Ti se especifica que sea inferior a 0,050 %, el contenido de Nb se especifica que sea inferior a 0,050 %, y el contenido de V se especifica que sea 0,50 % o inferior. Preferentemente, el contenido de Ti es menor que 0,040 %, y, más preferentemente, menor que 0,030 %; preferentemente, el contenido de Nb es menor que 0,040 %, y, más preferentemente, menor que 0,030 %; y preferentemente, el contenido de V es 0,30 % o menos, y, más preferentemente, menos de 0,050 %. Para lograr de forma más segura los efectos causados por las acciones anteriores, es preferible satisfacer uno cualquiera de Ti: 0,005 % o más, Nb: 0,005 % o más, y V: 0,010 % o más. En el caso de contener Ti, es más preferible definir el contenido de Ti como 0,010 % o más; en el caso de contener Nb, es más preferible especificar que el contenido de Nb sea de 0,010 % o más; y en el caso de contener V, es más preferible especificar que el contenido de V sea de 0,020 % o más.

Uno o más tipos seleccionados de un grupo de Cr: 1,0 % o menos, Mo: 0,50 % o menos, y B: 0,010 % o menos.

25 Cr, Mo y B son elementos que actúan mejorando la propiedad de enfriamiento repentino del acero, y eficaces para lograr la estructura metalúrgica antes mencionada. En este sentido, pueden estar incluidos uno o más tipos de estos elementos. Sin embargo, los contenidos excesivos de estos elementos más bien saturan el efecto causado por la acción anterior, lo cual es antieconómico. En este sentido, el contenido de Cr se especifica que sea 1,0 % o menos; el contenido de Mo se especifica que sea 0,50 % o menos; y el contenido de B se especifica que sea 0,010 % o menos. El contenido de Cr es, preferentemente, 0,50 % o menos; el contenido de Mo es, preferentemente, 0,20 % o menos; y el contenido de B es, preferentemente, 0,0030 % o menos. Para lograr de forma más segura el efecto causado por la acción anterior, es preferible satisfacer uno cualquiera de Cr: 0,20 % o más, Mo: 0,05 % o más, y B: 0,0010 % o más.

Uno o más tipos seleccionados de un grupo de Ca: 0,010 % o menos, Mg: 0,010 % o menos, REM: 0,050 % o menos, y Bi: 0,050 % o menos.

35 Ca, Mg, REM y Bi actúan mejorando la capacidad de embreado por estirado, ajustando formas de inclusiones en los casos de Ca, Mg y REM, y refinando la estructura de solidificación en el caso de Bi. En este sentido, pueden estar incluidos uno o más tipos de estos elementos. Los contenidos excesivos de los mismos, sin embargo, más bien saturan el efecto causado por la acción anterior, lo cual es antieconómico.

40 En este sentido, el contenido de Ca se especifica que sea 0,010 % o menos; el contenido de Mg se especifica que sea 0,010 % o menos; el contenido de REM se especifica que sea 0,050 % o menos; y el contenido de Bi se especifica que sea 0,050 % o menos. El contenido de Ca es, preferentemente, 0,0020 % o menos; el contenido de Mg es, preferentemente, 0,0020 % o menos; el contenido REM es, preferentemente, 0,0020 % o menos; y el contenido de Bi es, preferentemente, de 0,010 % o menos. Para lograr de forma más segura la acción anterior, es preferible satisfacer una cualquiera de Ca: 0,0005 % o más, Mg: 0,0005 % o más, y REM: 0,0005 % o más, y Bi: 0,0010 % o más. REM indica elemento de tierras raras, y es un término general para 17 elementos en total de Sc, Y y lantanoide, y el contenido de REM es un contenido total de estos elementos.

3. Condiciones de producción

El acero que tiene la composición química antes mencionada se funde con un procedimiento bien conocido, y posteriormente se produce en un lingote mediante un proceso de colada continua, o alternativamente se produce en un lingote a través de cualquier proceso de fundición, y posteriormente se produce en una palanquilla a través de un desbaste cuadrado o rectangular, o similar. En el proceso de colada continua, para reprimir la generación de defectos superficiales resultantes de inclusiones, es preferible generar agitación de acero fundido usando agitación electromagnética o similar en el acero fundido en el molde. El lingote o palanquilla que se enfría una vez puede recalentarse para ser laminado en caliente; o el lingote en un estado de alta temperatura después de la colada continua, o el lingote en un estado de alta temperatura después de que la palanquilla pueda ser laminada en caliente como tal, o alternativamente pueda mantenerse a alta temperatura o calentarse por calentamiento asistido para ser laminada en caliente. En la presente memoria descriptiva, tal lingote y palanquilla se denominan conjuntamente "losas" como material de partida para su uso en la laminación en caliente. La temperatura de la losa para su uso en

la laminación en caliente es, preferentemente, inferior a 1.250 °C con el fin de impedir el engrosamiento de la austenita, y, más preferentemente, de 1.200 °C o menos. El límite inferior de la losa para su uso en el laminado en caliente no se limita a uno específico, y se puede usar cualquier temperatura siempre que el laminado en caliente se pueda terminar en el punto Ar₃ o mayor, como se describe más adelante.

5 El laminado en caliente se completa en un intervalo de temperatura en el punto Ar₃ o mayor para transformar la austenita después de la terminación del laminado en caliente, refinando de ese modo la estructura metalúrgica de la chapa de acero laminado en caliente. Si la temperatura de laminación de acabado es excesivamente baja, se genera un producto basto de transformación a baja temperatura que se expande en la dirección de laminado, lo que
10 aumenta los granos gruesos de austenita retenida en la estructura metalúrgica después del laminado en frío y del recocido, y así la templabilidad por deformación y la capacidad de embreado por estirado es probable que lleguen a deteriorarse. Por ello, la temperatura de laminación de acabado es, preferentemente, el punto Ar₃ o superior, y mayor que 820 °C. Más preferentemente, esta temperatura es el punto Ar₃ o superior, y mayor que 850 °C, y aún más preferentemente el punto Ar₃ o superior, y mayor que 880 °C. Por otro lado, si la temperatura de laminación de
15 acabado es excesivamente alta, la acumulación de la deformación por trabajo se vuelve insuficiente y, así, resulta difícil refinar la estructura metalúrgica de la chapa de acero laminado en caliente. En este sentido, la temperatura de laminación de acabado es, preferentemente, inferior a 950 °C, y, más preferentemente, inferior a 920 °C. Con el fin de reducir la carga de producción, es preferible aumentar la temperatura de laminación de acabado, para reducir de ese modo la carga de laminación. Desde este punto de vista, la temperatura de laminación de acabado es, preferentemente, el punto Ar₃ o superior, y mayor que 780 °C, y, más preferentemente, el punto Ar₃ o superior, y
20 mayor que 800 °C.

En el caso del laminado en caliente que incluye la laminación en bruto y la laminación de acabado, para terminar la laminación de acabado a las temperaturas anteriores, el material desigualmente laminado puede calentarse entre la laminación en bruto y la laminación de acabado. En este momento, es preferible calentar el material desigualmente laminado de tal manera que una parte de atrás del mismo tenga una temperatura superior a la temperatura de una
25 parte de delante del mismo, reduciendo así la variación de la temperatura en la longitud total del material desigualmente laminado al principio de la laminación de acabado que sea 140 °C o menos. Esta configuración mejora la uniformidad de la propiedad del producto en la bobina.

El procedimiento de calentamiento del material desigualmente laminado se puede llevar a cabo usando medios bien conocidos. Por ejemplo, un dispositivo de calentamiento por inducción de tipo solenoide puede estar dispuesto entre
30 un tren de la laminación en bruto y un tren de laminación de acabado, controlando de ese modo el aumento de la temperatura de calentamiento en función de la distribución de la temperatura en la dirección longitudinal del material desigualmente laminado aguas arriba del dispositivo de calentamiento por inducción de tipo solenoide, o similar.

La reducción en laminación de la laminación en caliente se especifica de manera que la reducción de la laminación de la pasada final llegue a ser mayor del 25 % en términos de la tasa de reducción del espesor de la chapa. Esto
35 tiene la finalidad de aumentar la deformación por trabajo introducida en austenita, refinar la estructura metalúrgica de la chapa de acero laminado en caliente, reprimir la generación de granos gruesos de austenita retenida en la estructura metalúrgica después de la laminación en frío y del recocido, y refinar también los granos bcc. En el caso de la fase secundaria que contiene ferrita poligonal, esto tiene la finalidad de refinar la ferrita poligonal. Preferentemente, la reducción de la laminación en la pasada final es mayor del 30 %, y, más preferentemente,
40 mayor del 40 %. Una reducción excesivamente alta de la laminación aumenta la carga de laminación, lo que dificulta llevar a cabo la laminación. En este sentido, la reducción de la laminación en la pasada final se especifica, preferentemente, que sea inferior al 55 %, y más preferentemente menor del 50 %. Para reducir la carga de laminación, la llamada laminación de lubricación puede llevarse a cabo de tal manera que el aceite de laminación se suministre entre rodillos de laminación y la chapa de acero para reducir el coeficiente de fricción en la laminación.

45 Después de la laminación en caliente, la chapa de acero se enfría rápidamente hasta un intervalo de temperatura de 720 °C o menor en 0,40 segundos después de terminar la laminación. Esto tiene la finalidad de reducir la liberación de la deformación por trabajo introducida en la austenita a través del laminado, transformar la austenita usando la deformación por trabajo como fuerza motriz, refinar la estructura metalúrgica de la chapa de acero laminado en caliente y reducir la generación de granos gruesos de austenita retenida en la estructura metalúrgica después de la
50 laminación en frío y del recocido, así como la refinación de granos de bcc. En el caso de la fase secundaria que contiene ferrita poligonal, esto tiene el propósito de refinar la ferrita poligonal. Preferentemente, la chapa de acero se enfría rápidamente a un intervalo de temperatura de 720 °C o menor en 0,30 segundos después de terminar la laminación, y más preferentemente, se enfría rápidamente a un intervalo de temperatura de 720 °C o menor en 0,20 segundos después de terminar la laminación. Dado que la liberación de la deformación por trabajo se reduce a medida que se incrementa la velocidad media de enfriamiento durante el enfriamiento rápido, es preferible
55 especificar la velocidad media de enfriamiento durante el enfriamiento rápido que sea 300 °C/s o más, para refinar así aún más la estructura metalúrgica de la chapa de acero laminado en caliente. Más preferentemente, la velocidad media de enfriamiento durante el enfriamiento rápido es de 400 °C/s o más, y aún más preferentemente de 600 °C/s o más. No es necesario especificar concretamente un período de tiempo desde el final de la laminación hasta el inicio del enfriamiento rápido, así como la velocidad de enfriamiento durante este período de tiempo.

60 El equipo para llevar a cabo el enfriamiento rápido no se limita a uno específico, e industrial, es preferible usar un

equipo de pulverización de agua que tenga una alta densidad de la cantidad de agua; y se puede poner como ejemplo un procedimiento de este tipo que disponga de un cabezal de pulverización de agua entre rodillos de transferencia de chapa laminada para inyectar agua a alta presión con suficiente densidad de la cantidad de agua hacia arriba y hacia abajo sobre la chapa laminada.

- 5 Después de detener el enfriamiento rápido, la chapa de acero se bobina en un intervalo de temperatura de más de 500 °C. Esto es porque el carburo de hierro no precipita suficientemente en la chapa de acero laminado en caliente si la temperatura de bobinado es de 500 °C o inferior, y consecuentemente se generan granos gruesos de austenita retenida, así como los granos bcc se vuelven gruesos en la estructura metalúrgica después del laminado en frío y del recocido. Preferentemente, la temperatura de bobinado es mayor a 550 °C, y, más preferentemente, mayor a 580 °C. Por otra parte, una temperatura de bobinado excesivamente alta engrosa la ferrita en la chapa de acero laminado en caliente, de modo que se generan granos gruesos de austenita retenida en la estructura metalúrgica después de la laminación en frío y del recocido. En este sentido, la temperatura de bobinado es, preferentemente, inferior a 650 °C, y, más preferentemente, inferior a 620 °C.

- 15 Las condiciones desde la parada del enfriamiento rápido hasta el embobinado no se limitan a las específicas, y es preferible mantener la chapa de acero en un intervalo de temperatura de 720 a 600 °C durante un segundo o más después de detener el enfriamiento rápido. Esta configuración fomenta la generación de ferrita refinada. Por el contrario, un tiempo de mantenimiento excesivamente mayor deteriora la productividad y, así, es preferible especificar el límite superior del tiempo de mantenimiento en el intervalo de temperatura de 720 a 600 °C para que esté dentro de 10 segundos. Después de que la chapa de acero se mantenga en el intervalo de temperatura de 720 a 600 °C, es preferible enfriar la chapa de acero hasta la temperatura de bobinado a la velocidad de enfriamiento de 20 °C/s o más para impedir el engrosamiento de la ferrita generada.

- 25 La chapa de acero laminado en caliente se somete a desincrustación con decapado, o similar, y a continuación se lamina en frío según un procedimiento convencional. En la laminación en frío, para estimular la recristalización y uniformar la estructura metalúrgica después del laminado en frío y del recocido, mejorando aún más la capacidad de embreado por estirado, es preferible definir la reducción de la laminación en frío (estirado total en la laminación en frío) para ser 40 % o más. Una reducción de la laminación en frío excesivamente alta aumenta la carga de laminación, lo que hace difícil llevar a cabo la laminación, por lo que es preferible definir que el límite superior de la reducción de la laminación en frío sea inferior al 70 %, y más preferible que sea inferior a 60 %

- 30 La chapa de acero después de la laminación en frío se somete a un tratamiento tal como por desengrase según un procedimiento convencional si es necesario, y a continuación la chapa de acero se somete a recocido. El límite inferior de una temperatura de remojo en el recocido se especifica que sea el punto $Ac_3 - 40$ °C, o mayor. Esto tiene la finalidad de lograr la estructura metalúrgica cuya fase principal es el producto de transformación a baja temperatura, y cuya fase secundaria contiene la austenita retenida. Para aumentar la fracción volumétrica del producto de transformación a baja temperatura, y mejorar la capacidad de embreado por estirado, es preferible especificar que la temperatura de remojo sea mayor que el punto $Ac_3 - 20$ °C, y más preferible que sea mayor que el punto Ac_3 . Una temperatura de remojo excesivamente alta engrosa excesivamente la austenita, de modo que la estructura metalúrgica después del recocido se vuelve gruesa, se reduce la generación de ferrita poligonal, lo que da como resultado un deterioro de la ductilidad, de la templabilidad por deformación y de la capacidad de embreado por estirado. En este sentido, es preferible especificar que el límite superior de la temperatura de remojo sea inferior al punto $Ac_3 + 100$ °C, y más preferible que sea menor que el punto $Ac_3 + 50$ °C, y además más preferible que sea menor que el punto $Ac_3 + 20$ °C. Especificar el límite superior de la temperatura de remojo para que sea inferior al punto $Ac_3 + 50$ °C permite refinar granos de bcc hasta el tamaño medio de grano de 7,0 μm o menos, logrando así una ductilidad particularmente excelente, templabilidad por deformación y capacidad de embreado por estirado.

- 45 El tiempo de mantenimiento a la temperatura de remojo (el tiempo de remojo) no necesita estar sujeto a ninguna restricción especial; sin embargo, para obtener propiedades mecánicas estables, el tiempo de mantenimiento se hace, preferentemente, mayor de 15 segundos, más preferentemente, se hace mayor de 60 segundos. Por otro lado, si el tiempo de mantenimiento es demasiado largo, la austenita se engrosa excesivamente, de modo que la ductilidad, la templabilidad por deformación y la capacidad de embreado por estirado pueden deteriorarse. Por lo tanto, el tiempo de mantenimiento se hace, preferentemente, menor de 150 segundos, aún más preferentemente, se hace menor de 120 segundos.

En el proceso de calentamiento en el recocido, para homogeneizar la estructura metálica después del recocido por medio del fomento de la cristalización y mejorando aún más la capacidad de embreado por estirado, la velocidad de calentamiento desde 700 °C hasta la temperatura de remojo se hace, preferentemente, inferior a 10,0 °C/s. Más, preferentemente, se hace inferior a 8,0 °C/s, y todavía más preferentemente se hace inferior a 5,0 °C/s.

- 55 En el proceso de enfriamiento después del remojo en el recocido, para fomentar la generación de ferrita poligonal refinada, y mejorando la ductilidad y la templabilidad por deformación, es preferible enfriar la chapa de acero desde la temperatura de remojo en 50 °C o más con una velocidad de enfriamiento inferior a 5,0 °C/s. La velocidad de enfriamiento en este momento es, más preferentemente, menor que 3,0 °C/s, y aún más preferentemente inferior a 2,0 °C/s. Para aumentar aún más la fracción volumétrica de la ferrita poligonal, la chapa de acero se enfría, más preferentemente, en 80 °C o más, y aún más preferentemente se enfría en 100 °C o más, y lo más preferentemente

se enfría en 120 °C o más. Después del remojo a menos del punto $Ac_3 + 50$ °C, al enfriar la chapa de acero a una velocidad de enfriamiento de menos de 5,0 °C/s desde la temperatura de remojo en 50 °C o más, es posible generar ferrita poligonal cuyo tamaño medio de grano sea menor de 5,0 μm en más del 2,0 % en términos de la fracción volumétrica con relación a la estructura general, logrando de ese modo ductilidad, templabilidad por deformación y capacidad de embridado por estirado particularmente excelentes.

Para lograr la estructura metalúrgica cuya fase principal es el producto de transformación a baja temperatura, es preferible enfriar la chapa de acero en un intervalo de temperatura de 650 a 500 °C a una velocidad de enfriamiento de 15 °C/s o más. Es más preferible enfriar la chapa de acero en un intervalo de temperatura de 650 a 450 °C a una velocidad de enfriamiento de 15 °C/s o más. A medida que aumenta la velocidad de enfriamiento, aumenta la fracción volumétrica del producto de transformación a baja temperatura y, así, en cualquiera de los intervalos de temperatura anteriores, es más preferible especificar que la velocidad de enfriamiento sea de más de 30 °C/s, y aún más preferible que sea más de 50 °C/s. Por otro lado, una velocidad de enfriamiento excesivamente alta más bien deteriora la forma de la chapa de acero, y así es preferible especificar que la velocidad de enfriamiento sea de 200 °C/s o menos en un intervalo de temperatura de 650 a 500 °C. La velocidad de enfriamiento es, más preferentemente, inferior a 150 °C/s, y aún más preferentemente inferior a 130 °C/s.

Para asegurar una cantidad de la austenita retenida, la chapa de acero se mantiene durante 30 segundos o más en un intervalo de temperatura de 450 a 340 °C en el proceso de enfriamiento. Mejorando la estabilidad de la austenita retenida, con lo que se mejora aún más la ductilidad, la templabilidad por deformación y la capacidad de embridado por estirado, el intervalo de temperatura de mantenimiento es, preferentemente, de 430 a 360 °C. A medida que el tiempo de mantenimiento se establece para que sea más largo, la estabilidad de la austenita retenida llega a incrementarse; por lo tanto, el tiempo de mantenimiento se especifica que sea, preferentemente, 60 segundos o más. El tiempo de mantenimiento es, más preferentemente, 120 segundos o más, y aún más preferentemente más de 300 segundos.

En el caso de que se produzca una chapa de acero electrodepositada, después de que la chapa de acero laminado en frío producida mediante el procedimiento descrito anteriormente haya sido sometida a preparaciones bien conocidas según sea necesario para limpiar y acondicionar la superficie, la electrodeposición solo se debe realizar de conformidad con un procedimiento habitual. La composición química y el peso de la película de enchapado no están sujetos a ninguna restricción especial. Como tipos de electrodeposición se citan el electrogalvanizado, la electrodeposición de aleación de Zn-Ni, y similares.

En el caso en que se produzca una chapa de acero enchapada por inmersión en caliente, la chapa de acero es tratada en el procedimiento descrito anteriormente hasta el proceso de recocido, y después de mantenerse en la zona de temperatura de 450 a 340 °C durante 30 segundos o más, la chapa de acero se calienta lo necesario, y se sumerge en un baño de enchapado para chapado por inmersión en caliente. Mejorando la estabilidad de la austenita retenida y mejorar aún más la ductilidad, la templabilidad por deformación y la capacidad de embridado por estirado, la zona de temperatura de mantenimiento se hace, preferentemente, de 430 a 360 °C. Además, cuando el tiempo de mantenimiento se alarga, aumenta la estabilidad de la austenita retenida. Por lo tanto, el tiempo de mantenimiento se hace, preferentemente, en 60 segundos o más, más preferentemente, en 120 segundos o más, y aún más preferentemente en 300 segundos o más. La chapa de acero puede recalentarse después de ser chapada por inmersión en caliente para el tratamiento aleante. La composición química y el peso de depósito de la película de enchapado no están sujetos a ninguna restricción especial. Como tipo de chapado por inmersión en caliente se citan galvanizado, galvanizado, chapado con aluminio por inmersión en caliente, chapado con aleación de Zn-Al por inmersión en caliente, chapado con aleación de Zn-Al-Mg por inmersión en caliente, chapado con aleación de Zn-Al-Mg-Si por inmersión en caliente, y similares.

La chapa de acero enchapada puede someterse a un tratamiento adecuado de transformación química después de ser chapada mejorando aún más la resistencia a la corrosión. En lugar del tratamiento con cromato convencional, el tratamiento de transformación química se realiza, preferentemente, usando un líquido de transformación química del tipo exento de cromo (por ejemplo, basado en silicato o basado en fosfato).

La chapa de acero laminado en frío y la chapa de acero enchapada así obtenidas pueden someterse a un laminado de relaminador conforme con un procedimiento habitual. Sin embargo, un gran porcentaje de elongación del laminado de relaminador conduce al deterioro de la ductilidad. Por lo tanto, el porcentaje de elongación del laminado de relaminador se hace, preferentemente, del 1,0 % o menor, más preferentemente, se hace del 0,5 % o menor.

La presente invención se ejemplificará utilizando el siguiente Ejemplo. La presente invención no se limita al Ejemplo.

Ejemplo 1

Usando un horno experimental de fusión al vacío, se fundieron y moldearon los aceros que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1. Cada lingote obtenido se produjo en una palanquilla con un espesor de 30 mm a través del forjado en caliente. Cada palanquilla se calentó a 1.200 °C usando un horno de calentamiento eléctrico, y se mantuvo a esta temperatura durante 60 minutos, y después se laminó en caliente en las condiciones que se muestran en la Tabla 2.

5 Específicamente, usando un molino de laminación en caliente experimental, se realizó una laminación de 6 pasadas en la zona de temperatura del punto Ar_3 o superior para terminar cada una de las palanquillas en una chapa de acero con un espesor de 2 a 3 mm. El estiraje de la pasada final se estableció en 12 a 42 % en términos de la velocidad de reducción del espesor de la chapa. Después del laminado en caliente, la chapa de acero se enfrió a una temperatura de 650 a 720 °C bajo diversas condiciones de enfriamiento mediante el uso de un pulverizador de agua. Después de haberse enfriado de forma natural durante 5 a 10 segundos, la chapa de acero se enfrió a varias temperaturas a una velocidad de enfriamiento de 60 °C/s, y estas temperaturas se tomaron como temperaturas de bobinado. La chapa de acero se cargó en un horno de calentamiento eléctrico que se mantuvo a esa temperatura y durante 30 minutos. Posteriormente, se simuló el enfriamiento gradual después del bobinado enfriando en el horno la chapa de acero a temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento de 20 °C/h, con lo que se obtuvo una chapa de acero laminado en caliente.

15 Cada chapa de acero laminado en caliente producida se sometió a decapado ácido para ser metal base para laminado en frío, y se sometió a laminado en frío con reducción de la laminación en frío del 50 al 60 %, produciendo así una chapa de acero laminado en frío con un espesor de 1,0 a 1,2 mm. Utilizando un simulador de recocido continuo, cada chapa de acero laminado en frío producida se calentó hasta 550 °C a una velocidad de calentamiento de 10 °C/s, y posteriormente, se calentó a cada temperatura mostrada en la Tabla 2 a una velocidad de calentamiento de 2 °C/s, y luego se remojó durante 95 segundos. Posteriormente, cada chapa de acero laminado en frío se sometió a enfriamiento primario a cada temperatura mostrada en la Tabla 2, se sometió adicionalmente a enfriamiento secundario desde la temperatura de parada del enfriamiento primario hasta cada temperatura de parada del enfriamiento mostrada en la Tabla 2 a una velocidad media de enfriamiento de 60 °C/s, y se mantuvo a esta temperatura durante 330 segundos, y después de eso se enfrió a una temperatura ambiente, lográndose así una chapa de acero recocida.

Tabla 1

Acero	Composición química (% en masa) (resto: Fe e impurezas)											Punto Ac ₃ (°C)	Punto Ar ₃ (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al sol.	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	0,0011	0,050	0,0035					862	752
F	0,146	1,25	2,48	0,009	0,0011	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: 0,1 0 B: 0,0015		877	741

Notas: 1. El punto Ac₃ se determinó del cambio en expansión térmica en el momento en que la chapa de acero laminada en frío se calentó a 2 °C/s.
 2. El punto Ar₃ se determinó del cambio en expansión térmica en el momento en que la chapa de acero laminada en frío se calentó a 900 °C y posteriormente se enfrió a 0,01 °C/s.

Tabla 2

Ensayo n.º	Acero	Condiciones de laminación en caliente						Condiciones de recocido				
		Reducción de laminación de la pasada final (%)	Espesor de la chapa después de la laminación ¹⁾ (mm)	Temperatura de la laminación de acabado (°C)	Temperatura de parada del enfriamiento rápido (°C)	Tiempo hasta la parada por enfriamiento rápido ²⁾ (s)	Velocidad media de enfriamiento ³⁾ (°C/s)	Temperatura de enfriamiento ⁴⁾ (°C)	Temperatura de remojo (°C)	Velocidad de enfriamiento primario (°C/s)	Temperatura de parada del enfriamiento primario (°C)	Temperatura de parada del enfriamiento secundario (°C)
1	A*	22	2,0	830	660	0,17	1200	600	860	1,7	700	400
2	B	25	3,0	830	680	4,14	61	600	820	2,0	700	350
3	B	25	3,0	840	710	0,20	722	600	790	2,0	700	350
4	e	25	3,0	830	670	4,14	65	600	820	2,0	700	350
5	e	25	3,0	850	690	0,20	889	T _a	820	2,0	700	350
6	D	42	2,0	900	660	0,18	1500	520	860	1,7	700	375
7	E	33	2,0	900	660	0,17	1600	600	850	1,7	700	350
8	E	42	2,0	900	660	0,18	1500	560	860	1,7	700	350
9	F	33	2,0	900	660	0,17	1600	520	860	1,7	700	375
10	G	33	2,0	900	660	0,17	1667	540	865	1,8	700	350
11	H	22	2,0	900	720	5,52	51	600	860	1,7	700	360
12	I	42	2,0	900	660	0,18	1500	560	850	1,7	700	425
13	I	33	2,0	900	660	0,17	1600	T _a	860	1,7	700	375
14	I	33	2,0	900	660	0,17	1600	600	900	2,2	700	425
15	J	42	2,0	900	660	0,18	1500	560	850	1,7	700	400
16	J	33	2,0	900	660	0,17	1600	600	900	2,2	700	400
17	K	12	2,0	900	660	0,15	1846	560	850	1,7	700	375
18	K	33	2,0	900	660	0,17	1600	600	790	1,0	700	400
19	K	42	2,0	900	660	0,17	1600	560	910	6,0	790	425
20	K	42	2,0	900	660	0,17	1600	560	850	0,4	810	425
21	L	33	2,0	900	660	0,17	1600	600	860	1,7	700	400
22	L	42	2,0	900	660	0,18	1500	560	850	1,7	700	400
23	M	33	2,0	900	670	0,17	1533	600	860	1,7	700	350
24	M	42	2,0	900	660	0,18	1500	560	860	1,7	700	400
25	N	33	2,0	900	660	0,18	1500	510	850	1,7	700	400
26	O	33	2,0	900	670	0,17	1533	520	860	1,7	700	400
27	P	33	2,0	900	660	0,18	1500	510	860	1,7	700	350
28	Q	42	2,0	900	660	0,18	1563	560	865	1,8	700	350
29	R	42	2,0	900	660	0,18	1563	560	865	1,8	700	350
30	S	42	2,0	900	660	0,18	1500	560	865	1,8	700	400
31	T	42	2,0	900	660	0,18	1500	560	865	1,8	700	400

1) Espesor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente. 2) Período de tiempo de la terminación de laminación hasta la parada de enfriamiento rápido
 3) Velocidad media de enfriamiento durante el enfriamiento rápido. 4) T_a indica temperatura ambiente

Se tomaron muestras de un espécimen de ensayo para la observación por SEM de la chapa de acero recocida, y se pulió la superficie longitudinal en sección transversal de la misma paralela a la dirección de laminación. Posteriormente, se grabó con nital y se observó la estructura metalúrgica en una posición profunda a un cuarto del espesor desde la superficie de la chapa de acero, y mediante el procesamiento de imágenes, se midieron las fracciones volumétricas del producto de transformación a baja temperatura y de la ferrita poligonal. Además, el tamaño medio de grano (diámetro del círculo equivalente) de la ferrita poligonal se determinó dividiendo el área ocupada por la totalidad de la ferrita poligonal entre el número de granos de ferrita poligonal del cristal.

Asimismo, se tomó como muestra un espécimen de ensayo para la medida por XRD de la chapa de acero recocido, y la superficie laminada se pulió químicamente hasta una posición profunda a un cuarto de espesor desde la superficie de la chapa de acero. Posteriormente, se realizó un ensayo de difracción de rayos X para medir la fracción volumétrica de la austenita retenida. Específicamente, RINT2500 fabricado por Rigaku Corporation se usó como un difractómetro de rayos X, y se aplicaron haces de Co-K α para medir las intensidades integradas de los picos de difracción (110), (200), (211) de fase α y de los picos de difracción (111), (200), (220) de fase γ , con lo que se determinó la fracción volumétrica de la austenita retenida.

Además, se tomó como muestra un espécimen de ensayo para la medida EBSP de la chapa de acero recocida, y se sometió a electropulido la superficie longitudinal en sección transversal de ésta, paralela a la dirección de laminación. Posteriormente, se observó la estructura metalúrgica en una posición profunda a un cuarto de espesor desde la superficie de la chapa de acero, y por análisis de imagen, se midieron el tamaño medio de grano de los granos de bcc, la distribución del tamaño de grano de la austenita retenida y el tamaño medio de grano de la austenita retenida. Específicamente, como un dispositivo de medición EBSP, se utilizó OIM5 fabricado por TSL Solutions K.K., los haces de electrones se irradiaron a un paso de 0,1 μm en una zona con un tamaño de 50 μm en la dirección del espesor de la chapa y 100 μm en la dirección de laminación, y entre los datos obtenidos, los datos en los que el Índice de Confianza era 0,1 o más se utilizó como datos efectivos para hacer una valoración de la fase de bcc y de la fase de fcc.

Cada zona observada como una fase bcc, y rodeada por los bordes de grano cuyo ángulo de pérdida de orientación era de 15° o más, se trató como un grano de una bcc, y un diámetro del círculo equivalente y un área de cada grano bcc se determinaron para calcular un tamaño medio de grano según la definición de la Fórmula (1) antes mencionada. En este cálculo del tamaño medio de grano, los granos de bcc cuyo diámetro del círculo equivalente era 0,47 μm o más se trataron como granos de bcc efectivos. Aunque, en sentido estricto, una estructura del cristal de martensita es una red tetragonal centrada en el cuerpo (bct), no se tiene en cuenta la constante de red en la evaluación de la estructura metalúrgica utilizando un EBSP, por lo que la martensita también se trató como la fase bcc.

Con una zona que se observó como la fase fcc y estaba rodeada por una fase matriz con respecto al grano de austenita retenida, se determinó el diámetro del círculo equivalente del grano individual de austenita retenida. El tamaño medio de grano de austenita retenida se calculó como el valor medio de los diámetros de círculos equivalentes de granos individuales efectivos de austenita retenida, estando retenidos los granos efectivos de austenita retenida teniendo cada uno de los granos de austenita retenida un diámetro del círculo equivalente 0,15 μm o mayor. Además, se determinó la densidad numérica (N_R) por unidad de área de los granos de austenita retenida teniendo cada uno un tamaño de grano de 1,2 μm o mayor.

El límite elástico (YS) y la resistencia a la tracción (TS) se determinaron tomando como muestra un espécimen de ensayo de tracción JIS N.° 5 a lo largo de la dirección perpendicular a la dirección de laminación de la chapa de acero recocida, y realizando un ensayo de tracción a una velocidad del ensayo de 10 mm/min. La elongación total (EI) se determinó de la siguiente manera: se realizó un ensayo de tracción usando un espécimen de ensayo de tracción JIS N.° 5 a lo largo de la dirección perpendicular a la dirección de laminación, y utilizando el valor medido realmente obtenido (EI_0), el valor transformado de la elongación total correspondiente al caso en el que el espesor de la chapa es de 1,2 mm se determinó basándose en la fórmula (2) anterior. El coeficiente de templado por deformación (valor n) se determinó con un intervalo de deformación del 5 al 10 % realizando un ensayo de tracción utilizando un espécimen de ensayo de tracción JIS N.° 5 muestreado a lo largo de la dirección perpendicular a la dirección de laminación. Específicamente, el valor n se calculó mediante el procedimiento de dos puntos usando fuerzas de ensayo con respecto a deformaciones nominales del 5 % y del 10 %.

La capacidad de embriado por estirado se evaluó midiendo la relación limitante (λ) de expansión del agujero por el procedimiento descrito a continuación. De la chapa de acero recocida se tomó como muestra un espécimen de ensayo de expansión de agujero cuadrado de 100 mm. Se formó un agujero perforado de 10 mm de diámetro con una holgura de 12,5 %, el agujero perforado se expandió desde el lado colgante usando un punzón en forma de cono con un ángulo superior de 60°, y se midió la relación de expansión del agujero en el momento en que se generaba una grieta que penetraba el espesor de la chapa. Esta relación de expansión se usó como la relación limitante de expansión de agujero.

La Tabla 3 presenta los resultados de la observación de la estructura metalúrgica y los resultados de la evaluación del rendimiento de la chapa de acero laminado en frío después de ser recocido. En las Tablas 1 a 3, la marca "*" unida a un símbolo o número indica que el símbolo o número está fuera del intervalo de la presente invención.

Tabla 3

Ensayo n.º	Acero	Espesor de chapa de acero laminada en frío (mm)		Estructura metálica de Chapa de Acero Laminada en Frío										Propiedades Mecánicas de Chapa de Acero laminada en Frío ³⁾						
		Proportión de fracción volumétrica (%)		Tamaño medio de grano (µm)			Ni ¹⁾ (granos/µm ²)	TS (MPa)	EI (%)	Valor de n	λ (%)	TS x EI (MPa%)	TS x (valor de n) (MPa)	TS1,7 x λ (MPa.1/2%)						
		Austenita retenida	Ferrita poligonal	Ferrita poligonal	Austenita retenida	Granos bcc									Austenita retenida					
1	A*	1,0	78	4,0*	18	6,4	8,5	0,81*	0,005	502	716	24,8	0,175	47	17,757	125	3,353,127			
2	B	1,2	64	10	26	6,8	8,0	0,82*	0,037*	503	978	17,11	0,148	35	16,724	145	4,242,717			
3	B	1,2	39*	6	53	4,8	5,6	0,83*	0,039*	520	1,056	15,5	0,159	32	16,368	168	4,419,556			
4	C	1,2	64	6	28	7,3	7,5	0,71	0,036*	511	1,020	16,0	0,143	33	16,320	146	4,296,692			
5	C	1,2	65	10	25	5,9	7,4	0,72	0,036*	566	1,042	13,8	0,141	33	14,380	147	4,455,424			
6	D	1,0	86	7	7	1,4	4,3	0,42	0,006	521	952	22,1	0,202	83	21,039	192	9,610,830			
7	E	1,0	80	8	12	2,5	4,1	0,44	0,007	512	963	22,3	0,200	57	21,475	193	6,730,379			
8	E	1,0	78	8	14	3,2	4,2	0,43	0,006	519	964	22,1	0,189	74	21,304	182	8,753,116			
9	F	1,0	73	10	17	3,2	5,6	0,55	0,018	606	1,003	21,5	0,167	57	21,565	168	7,212,510			
10	G	1,0	83	8	9	1,6	4,8	0,52	0,015	633	1,095	18,9	0,161	66	20,696	176	9,695,003			
11	H	1,0	90	8	2,0	0,6	7,6	0,74	0,036*	760	1,084	17,3	0,136	29	18,753	147	4,187,432			
12	I	1,0	80	15	5	0,8	5,1	0,50	0,014	685	1,034	23,4	0,186	48	24,196	192	6,396,261			
13	I	1,0	89	9	2,0	1,0	7,5	0,73	0,036*	738	1,051	18,0	0,141	30	18,918	148	4,110,038			
14	I	1,0	85	13	2,0	0,8	7,1	0,62	0,027	696	1,039	18,1	0,157	57	19,429	163	7,658,104			
15	J	1,0	80	14	6	1,0	5,3	0,51	0,013	670	1,023	22,9	0,190	49	23,427	194	6,411,869			
16	J	1,0	85	13	2,0	1,1	7,2	0,64	0,028	715	1,045	18,4	0,154	58	19,228	161	7,869,111			
17	K	1,0	90	8	2,0	0,9	7,5	0,71	0,036*	736	1,040	18,2	0,143	30	18,928	149	4,037,178			
18	K	1,0	42*	13	45	4,9	5,8	0,82*	0,040*	642	990	20,5	0,196	27	20,295	194	3,341,516			
19	K	1,0	86	12	0,0	-	7,2	0,62	0,028	792	1,099	17,3	0,147	62	19,013	162	9,164,057			
20	K	1,0	87	13	0,0	-	5,4	0,56	0,026	799	1,065	18,1	0,153	67	19,277	163	9,987,915			
21	L	1,0	78	12	10	2,2	4,9	0,51	0,013	501	930	23,5	0,243	55	21,855	226	6,120,455			
22	L	1,0	77	13	10	2,0	5,0	0,51	0,014	457	937	22,3	0,243	54	20,895	228	6,066,268			
23	M	1,0	65	10	25	4,7	5,1	0,54	0,018	569	985	22,6	0,172	52	22,281	169	6,380,356			
24	M	1,0	61	13	26	4,8	6,3	0,62	0,025	575	901	26,4	0,184	59	23,786	166	6,221,343			
25	N	1,0	61	14	25	4,5	6,2	0,65	0,028	527	879	27,1	0,193	64	23,821	170	6,470,846			
26	O	1,0	74	12	14	2,3	5,2	0,55	0,021	693	993	22,2	0,169	53	22,045	168	6,593,089			
27	P	1,0	85	11	4	0,7	4,6	0,43	0,008	571	1,071	19,3	0,187	49	20,670	200	6,931,675			
28	Q	1,0	77	8	15	2,9	4,1	0,42	0,006	567	1,011	21,5	0,192	77	21,737	194	9,875,695			
29	R	1,0	77	9	14	2,8	4,1	0,41	0,007	535	986	21,6	0,199	72	21,296	196	8,849,592			
30	S	1,0	84	9	7	1,4	4,2	0,43	0,007	699	1,061	20,3	0,177	86	21,538	188	11,973,320			
31	T	1,0	73	10	17	2,5	4,3	0,47	0,010	634	999	22,8	0,212	75	22,777	212	9,425,695			

1) Ni₈: Densidad numérica de granos de austenita retenida cuyo tamaño de grano es 1,2 µm o más; 2) EI: Estimado total transformado correspondiente al espesor de chapa de 1,2 mm; λ: Proportión limitante de expansión de agujero, valor de n: Coeficiente de templado por trabajo.

ES 2 665 318 T3

5 Cada chapa de acero dentro del intervalo definido por la presente invención tuvo los siguientes resultados de ensayo: el valor de $TS_x El$ era de 19.000 MPa % o más, el valor de TS_x (valor de n) era de 160 o más, y el valor $TS^{1.7} \times \lambda$ era de 6.000.000 MPa^{1.7}% o más, lo cual presentaba ductilidad, templabilidad por deformación y capacidad de embreado por estirado preferibles. En particular, en una chapa de acero que tenía un tamaño medio de grano de los granos de bcc de 7,0 μm o menos, y/o tenía su fase secundaria que contenía austenita retenida así como ferrita poligonal cuya fracción volumétrica era más de 2,0 % hasta menos de 27,0 %, y cuyo tamaño medio de grano era menor que 5,0 μm , el valor de $TS_x El$ era de 20.000 MPa % o más, el valor del TS_x (valor de n) era 165 o más, y el valor de $TS^{1.7} \times \lambda$ era de 6.000.000 MPa^{1.7}% o más, lo cual presentaba ductilidad, templabilidad por deformación y capacidad de embreado por estirado aún más mejoradas.

10

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminado en frío caracterizada por tener una composición química que consiste, en tanto por ciento en masa, en C: más de 0,020 % hasta menos de 0,30 %; Si: más de 0,10 % hasta un máximo de 3,00 %; y Mn: más de 1,00 % hasta como máximo 3,50 %, y opcionalmente P: como máximo 0,10 %; S: como máximo 0,010 %; Al sol.: al menos 0 % y como máximo 2,00 %; N: como máximo 0,010 %; Ti: al menos 0 % y menos de 0,050 %; Nb: al menos 0 % y menos de 0,050 %; V: al menos 0 % y como máximo 0,50 %; Cr: al menos 0 % y como máximo 1,0 %; Mo: al menos 0 % y como máximo 0,50 %; B: al menos 0 % y como máximo 0,010 %; Ca: al menos 0 % y como máximo 0,010 %; Mg: al menos 0 % y como máximo 0,010 %; REM: al menos 0 % y como máximo 0,050 %; Bi: al menos 0 % y como máximo 0,050 %; y el resto que es Fe e impurezas, y
- 5 tener una estructura metalúrgica cuya fase principal es un producto de transformación a baja temperatura, y cuya fase secundaria contiene austenita retenida, teniendo la austenita retenida una fracción volumétrica de más de 4,0 % hasta menos de 25,0 % en relación con la estructura global, y un tamaño medio de grano de menos que 0,80 μm ,
- 10 en donde, de la austenita retenida, una densidad numérica de granos de austenita retenida cuyo tamaño de grano es de 1,2 μm o más es de $3,0 \times 10^{-2}$ granos/ μm^2 o menos.
- 15 2. La chapa de acero laminado en frío como se expone en la reivindicación 1, en donde el tamaño medio de grano de los granos que tienen una estructura bcc y los granos que tienen una estructura bct rodeada por un borde del grano que tiene un ángulo de pérdida de orientación de 15° o mayor es 7,0 μm o más pequeño en la estructura metalúrgica.
3. La chapa de acero laminado en frío como se expone en la reivindicación 1 o en la reivindicación 2, en donde
- 20 en la estructura metalúrgica, la fase secundaria contiene la austenita retenida y la ferrita poligonal, y la ferrita poligonal tiene una fracción volumétrica con respecto a la estructura global de más de 2,0 % hasta menos de 27,0 %, y un tamaño medio de grano de menos que 5,0 μm .
4. La chapa de acero laminado en frío como se expone en cualquiera de las reivindicaciones 1-3, en donde la composición química contiene, en tanto por ciento en masa, un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Ti: al menos 0,005 % y menos que 0,050 %, Nb: al menos 0,005 % y menos que 0,050 %, y V: al menos 0,010 % y como máximo 0,50 %.
- 25 5. La chapa de acero laminado en frío como se expone en cualquiera de las reivindicaciones 1-4, en donde la composición química contiene, en tanto por ciento en masa, un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Cr: al menos 0,20 % y como máximo 1,0 %, Mo: al menos 0,05 % y como máximo 0,50 %, y B: al menos 0,0010 % y como máximo 0,010 %.
- 30 6. La chapa de acero laminado en frío como se expone en cualquiera de las reivindicaciones 1-5, en donde la composición química contiene, en tanto por ciento en masa, un tipo o dos o más tipos seleccionados de un grupo que consiste en Ca: al menos 0,0005 % y como máximo 0,010 %, Mg: al menos 0,0005 % y como máximo 0,010 %, REM: al menos 0,0005 % y como máximo 0,050 %, y Bi: al menos 0,0010 % y como máximo 0,050 %.

35

Fig. 1

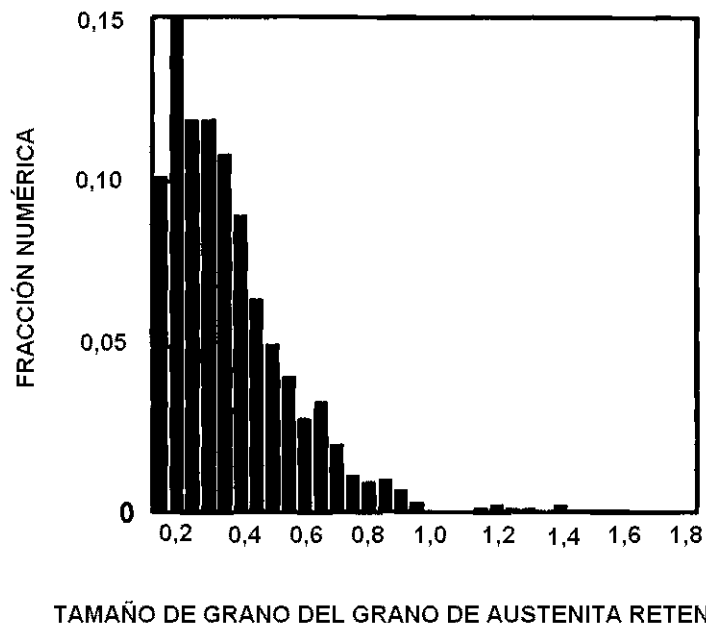


Fig. 2

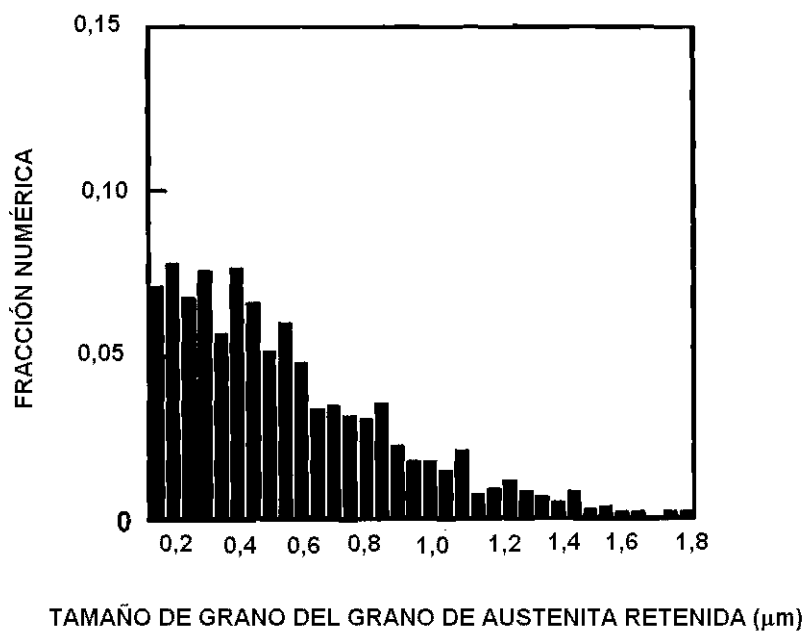


Fig. 3

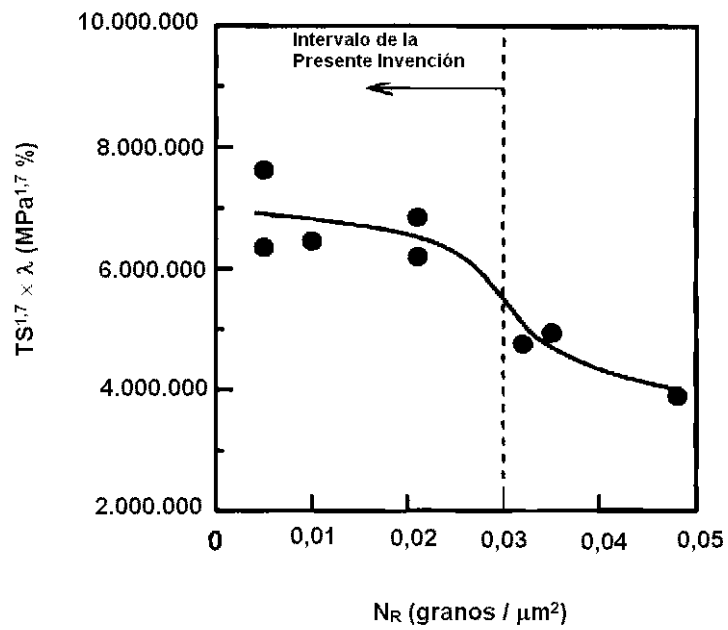


Fig. 4

