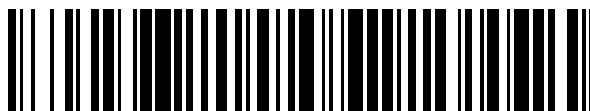


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 826 878**

51 Int. Cl.:

C22C 38/02	(2006.01) C21D 8/02	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01) C22C 38/42	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01) C22C 38/44	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01) C22C 38/46	(2006.01)
C22C 38/12	(2006.01) C22C 38/48	(2006.01)
C22C 38/16	(2006.01) C22C 38/54	(2006.01)
C22C 38/08	(2006.01)	
C22C 38/26	(2006.01)	
C21D 9/46	(2006.01)	
C21D 6/00	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **21.04.2016 PCT/JP2016/062633**

87 Fecha y número de publicación internacional: **27.10.2016 WO16171212**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **21.04.2016 E 16783233 (6)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **09.09.2020 EP 3260570**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente, material de acero y procedimiento para producir chapa de acero laminada en caliente**

30 Prioridad:
22.04.2015 JP 2015087958

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
19.05.2021

73 Titular/es:
**NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo, JP**

72 Inventor/es:
**HAYASHIDA, TERUKI;
OOTSUKA, KAZUYA y
SAKAKIBARA, AKIFUMI**

74 Agente/Representante:
ELZABURU, S.L.P

ES 2 826 878 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero laminada en caliente, material de acero y procedimiento para producir chapa de acero laminada en caliente

Campo técnico

- 5 La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente, un material de acero y un procedimiento para producir una chapa de acero laminada en caliente.

Técnica anterior

- 10 El tratamiento de endurecimiento se realiza en la superficie de una chapa de acero para mejorar la resistencia al desgaste y la resistencia a la fatiga de las piezas de material de acero. Un ejemplo conocido de dicho tratamiento de endurecimiento es el tratamiento térmico en una atmósfera controlada, tal como el tratamiento de carburación, el tratamiento de nitruración o el tratamiento de nitruración blanda.

- 15 Cuando se realiza el tratamiento de endurecimiento en la superficie de la chapa de acero, la superficie de la chapa de acero se endurece, mientras que el calentamiento en el tratamiento de endurecimiento causa que los granos de cristal en una porción central del grosor de chapa de la chapa de acero crezcan y se vuelvan gruesos, ablandando la dureza (resistencia) de la porción central del grosor de chapa.

- 20 Un medio conocido para suprimir el crecimiento de los granos de cristal en la porción central del grosor de chapa es añadir una pequeña cantidad de Nb. Cuando se añade el Nb al acero, se precipita el carburo de niobio (NbC; un precipitado en el cual el Nb y carbono están unidos), y este NbC tiene una acción de fijación de suprimir el crecimiento de los granos de cristal, que se presume que evita el crecimiento de los granos de cristal en la porción central del grosor de chapa en el tratamiento térmico (por ejemplo, véase la literatura de patentes 1).

Sumario de la invención

Problema técnico

- 25 Además, cuando una chapa de acero se somete a una deformación plástica en frío, la resistencia de la chapa de acero se puede incrementar mediante el endurecimiento por trabajo. Por lo tanto, la deformación plástica en frío se realiza en una chapa de acero con Nb añadido para causar el endurecimiento por trabajo, incrementando la resistencia de la chapa de acero y, además, se realiza un tratamiento de endurecimiento en la superficie de la chapa de acero. Esto hace posible endurecer la capa de la superficie mientras se suprime el ablandamiento del endurecimiento por trabajo de la porción central del grosor de chapa.

- 30 De acuerdo con la investigación de los inventores, se han encontrado los siguientes hechos. En el caso en el que una cantidad de trabajo a través de la deformación plástica sea grande y la tasa de endurecimiento por trabajo sea alta, el ablandamiento de la porción central del grosor de chapa se puede suprimir realizando un tratamiento térmico en la chapa de acero con Nb añadido. En el caso en el que la cantidad de trabajo sea pequeña y la tasa de endurecimiento por trabajo sea baja, el ablandamiento de la porción central del grosor de chapa no se puede suprimir incluso aunque se realice un tratamiento térmico en la chapa de acero con Nb añadido.

- 35 Por ejemplo, cuando se producen piezas de automóvil, después de que una chapa de acero se somete a trabajo en frío mediante conformado en prensa o similar, la superficie se somete a nitruración blanda en algunos casos. En este caso, dado que las piezas de automóvil tienen varias formas, cuando la chapa de acero se somete a trabajo en prensa, en una pieza se produce un área con una cantidad de trabajo relativamente grande y un área con una cantidad de trabajo relativamente pequeña. Aquí, en el caso en el que se use una chapa de acero que contenga Nb, el tratamiento
- 40 térmico en nitruración blanda puede suavizar la resistencia de la porción central del grosor de chapa en un área con una cantidad relativamente pequeña de trabajo, causando insuficiencia en la resistencia de la pieza.

- 45 Por lo tanto, en vista de dichas circunstancias, un objetivo de la presente invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente, un material de acero y un procedimiento para producir una chapa de acero laminada en caliente que sea capaz de evitar el ablandamiento de la resistencia de una porción central del grosor de chapa de la chapa de acero en tratamiento térmico, incluso en el caso en el que la cantidad de trabajo realizado en la chapa de acero sea pequeña y la tasa de endurecimiento por trabajo sea baja.

Solución al problema

(1) Una chapa de acero laminada en caliente que consta de componentes químicos de, en % en masa,

C: 0,040-0,150 %,

- 50 Si: 0,001-0,08 %,

Mn: 0,10-1,50 %,

P: 0,001-0,050 %,

S: 0-0,020 %,

Al: 0,010-0,050 %,

N: 0,0010-0,0060 %,

5 Nb: 0,008-0,035 %,

Cu: 0-0,10 %,

Ni: 0-0,10 %,

Cr: 0-0,02 %,

Mo: 0-0,020 %,

10 V: 0-0,020 %,

Ca: 0-0,0100 %,

B: 0-0,0050 % y

el resto: Fe e impurezas, en el que

la chapa de acero laminada en caliente contiene 0,005-0,030 % de Nb disuelto,

15 una fracción de área de la estructura de ferrita en una estructura metálica es del 85 % o más, el resto de la estructura metálica es una estructura de cementita y/o perlita, y un tamaño medio de grano de cristal de ferrita es igual o superior a 5 µm e igual o inferior a 20 µm,

el grosor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente es igual o superior a 2,0 mm e igual o inferior a 9,0 mm,

20 la resistencia a la tracción de la chapa de acero laminada en caliente es igual o superior a 400 MPa e igual o inferior a 640 MPa, y

el alargamiento (%) de la chapa de acero laminada en caliente es del 25,0 % o más,

en el que la resistencia a la tracción (MPa) y el alargamiento (%) se miden sobre la base de "Materiales metálicos-Prueba de tracción" de JIS Z 2241 (2011).

(2) Un material de acero que comprende la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con (1),

25 en el que la chapa de acero laminada en caliente presenta una ΔH_v (%) del 80 % o más,

en el que ΔH_v (%) es la tasa de cambio en la dureza Vickers de una porción central del grosor de chapa cuando el trabajo en frío y el tratamiento térmico del calentamiento a 560-620 °C durante 120 minutos se realizan secuencialmente en la chapa de acero laminada en caliente con respecto a la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del trabajo en frío,

30 en el que la tasa de cambio en la ΔH_v (%) de la dureza Vickers se expresa mediante la siguiente fórmula (δ)

$$\Delta H_v (\%) = \Delta TH_v / \Delta WH_v \times 100 \quad (\delta),$$

en la que la cantidad de ΔTH_v de endurecimiento después del tratamiento térmico se expresa mediante la siguiente fórmula (γ)

$$\Delta TH_v = H_v (\text{después del tratamiento térmico}) - H_v (\text{antes del trabajo en frío } (\gamma),$$

35 y la cantidad de ΔWH_v de endurecimiento por trabajo se expresa mediante la siguiente fórmula (α)

$$\Delta WH_v = H_v (\text{después del trabajo en frío}) - H_v (\text{antes del trabajo en frío}) \quad (\alpha),$$

40 en la que la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa antes del trabajo en frío de la chapa de acero laminada en caliente es H_v (antes del trabajo en frío), la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del trabajo en frío es H_v (después del trabajo en frío), y la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del tratamiento térmico de la chapa de acero laminada en caliente que se ha sometido a trabajo en frío es H_v (después del tratamiento térmico), y

en la que la dureza Vickers del centro del grosor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente se mide con un peso de 100 g (0,9807 N) usando un medidor de dureza micro Vickers en "Dureza Vickers-Procedimiento de prueba" especificado en JIS Z 2244 (2009).

(3) El material de acero que comprende la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con (2),

5 en la que la tasa de endurecimiento por trabajo ΔR (%) en el trabajo en frío es inferior al 30 %,

en la que la tasa de endurecimiento por trabajo ΔR (%) expresa el nivel de cantidad de trabajo en el trabajo en frío, y se expresa mediante la siguiente fórmula (β)

$$\Delta R (\%) = \Delta WHv / Hv (\text{antes del trabajo en frío}) \times 100 \quad (\beta),$$

en la que ΔWHv y Hv (antes del trabajo en frío) son como se define en (2).

10 (4) Un procedimiento para producir una chapa de acero laminada en caliente, que incluye:

calentar una plancha a 1200 °C o superior e igual o inferior a 1300 °C;

realizar el laminado final del laminado de acabado a una temperatura de laminado de acabado igual o superior a 860 °C e igual o inferior a 950 °C;

15 realizar el enfriamiento a una tasa media de enfriamiento igual o superior a 30 °C/seg e igual o inferior a 100 °C/seg desde la temperatura de laminado de acabado hasta 800 °C;

realizar el enfriamiento a una tasa media de enfriamiento igual o superior a 5 °C/seg e igual o inferior a 100 °C/seg desde 800 °C hasta una temperatura de bobinado; y

realizar el bobinado a una temperatura de bobinado igual o superior a 300 °C e igual o inferior a 600 °C para producir la chapa de acero laminada en caliente,

20 en la cual la plancha consta de componentes químicos de, en % en masa,

C: 0,040-0,150 %,

Si: 0,001-0,08 %,

Mn: 0,10-1,50 %,

P: 0,001-0,050 %,

25 S: 0-0,020 %,

Al: 0,010-0,050 %,

N: 0,0010-0,0060 %,

Nb: 0,008-0,035 %,

Cu: 0-0,10 %,

30 Ni: 0-0,10 %,

Cr: 0-0,02 %,

Mo: 0-0,020 %,

V: 0-0,020 %,

Ca: 0-0,0100 %,

35 B: 0-0,0050 % y

el resto: Fe e impurezas,

la chapa de acero laminada en caliente contiene 0,005-0,030 % de Nb disuelto, y

40 una fracción de área de la estructura de ferrita en una estructura metálica es del 85 % o más, el resto de la estructura metálica es una estructura de cementita y/o perlita, y un tamaño medio de grano de cristal de ferrita es igual o superior a 5 μm e igual o inferior a 20 μm .

Efectos ventajosos de la invención

De acuerdo con la presente invención, es posible proporcionar una chapa de acero laminada en caliente, un material de acero y un procedimiento para producir una chapa de acero laminada en caliente que sean capaces de evitar el ablandamiento de la resistencia de una porción central del grosor de chapa de la chapa de acero en tratamiento térmico, incluso en el caso en el que la cantidad de trabajo realizado en la chapa de acero sea pequeña y la tasa de endurecimiento por trabajo sea baja.

Descripción de modos de realización

En primer lugar, el principio de la presente invención se describe a continuación con presunciones, antes de la descripción detallada del(de los) modo(s) de realización preferente(s) de la presente invención.

Cuando una chapa de acero en la cual existe NbC en la estructura de acero se somete a trabajo en frío, si el trabajo en frío se realiza bajo una condición que hace que una tasa de endurecimiento por trabajo sea alta, la unión entre el Nb y el C del NbC existente en el acero se libera por deformación plástica y el Nb y el C disueltos se dispersan finamente en la chapa de acero. Además, cuando la chapa de acero trabajada en frío se somete a un tratamiento térmico, el Nb y el C disueltos se unen nuevamente para conformar NbC, y una acción de fijación de este NbC recién conformado evita el crecimiento de granos de cristal en la porción central del grosor de chapa y suprime el ablandamiento en el tratamiento térmico.

Por el contrario, si el trabajo en frío se realiza bajo una condición que hace que la tasa de endurecimiento por trabajo sea baja, el NbC existente en el acero sufre una pequeña deformación; por lo tanto, la unión entre el Nb y el C se libera para una cantidad extremadamente pequeña de NbC, lo que da como resultado una pequeña cantidad de Nb disuelto para generar NbC fino por tratamiento térmico posterior. Por lo tanto, el efecto de retrasar el movimiento de dislocación por la acción de fijación de NbC no se ejerce de forma significativa; por tanto, no se evita el crecimiento de granos de cristal, lo que reduce el efecto de suprimir la recristalización.

Como se describió anteriormente, cuando una chapa de acero convencional que contiene una gran cantidad de NbC se somete a trabajo en frío en una condición que hace que la tasa de endurecimiento por trabajo sea baja, se libera la unión entre el Nb y el C para una pequeña cantidad de NbC; por lo tanto, la mayoría de las partículas de NbC son partículas relativamente grandes conformadas en el laminado en caliente. Cuando el tratamiento térmico se realiza posteriormente, se precipita un pequeño número de partículas de NbC por el tratamiento térmico porque la cantidad de Nb disuelto es pequeña y el efecto de la acción de fijación del NbC recién conformado disminuye; por tanto, se supone que es imposible evitar el crecimiento de granos de cristal en la porción central del grosor de chapa en el tratamiento térmico y suprimir el ablandamiento térmico de la porción central del grosor de chapa en el tratamiento térmico.

Sobre la base de la consideración anterior, los presentes inventores han descubierto que, al contener una gran cantidad de Nb disuelto en el acero con antelación, se puede evitar el ablandamiento de una porción central del grosor de chapa incluso en el caso en el que se realice un tratamiento térmico después del trabajo del plástico, independientemente de la tasa de endurecimiento por trabajo cuando una chapa de acero se somete a trabajo de plástico en frío.

El Nb disuelto contenido en el acero con antelación existe en la chapa de acero de forma uniforme; por lo tanto, cuando el Nb y el C disueltos se unen para conformar NbC en el tratamiento térmico, el NbC existe en un estado finamente disperso en la chapa de acero; por tanto, se supone que la acción de fijación de NbC evita el crecimiento de granos de cristal en la porción central del grosor de chapa en el tratamiento térmico.

En particular, el Nb disuelto tiene la propiedad de generar una gran cantidad de NbC en las proximidades de una dislocación que se ha causado en el acero por el trabajo de plástico en frío; por lo tanto, una chapa de acero sometida a trabajo en frío es ventajosa en términos de evitar el ablandamiento de la resistencia de una porción central del grosor de chapa de la chapa de acero en el tratamiento térmico. Es decir, en el caso en el que una chapa de acero en la cual exista Nb disuelto en el acero se someta a trabajo en frío y luego a tratamiento térmico, el Nb y C disueltos se combinan para conformar NbC cuando la temperatura se eleva a 500-600 °C, que es una temperatura de tratamiento de nitruración blanda, por ejemplo. Sin embargo, en el caso en el que una chapa de acero en la que no exista Nb disuelto pero en la que exista NbC en el acero no se someta a trabajo en frío y la chapa de acero laminada en caliente se someta a tratamiento térmico, el calentamiento se produce en un estado en el que no se genera recientemente mucho NbC fino; por tanto, sólo un pequeño número de partículas gruesas de NbC que se generan cuando se produce la chapa de acero laminada en caliente ejerce una acción de fijación. Esto reduce el efecto de retrasar el movimiento de dislocación a una temperatura de 550 °C o más a la cual comienza la recristalización de los granos de cristal; por tanto, se supone que es imposible evitar el crecimiento de los granos de cristal en la porción central del grosor de chapa en el tratamiento térmico y suprimir el ablandamiento térmico de la porción central del grosor de chapa en el tratamiento térmico.

Para promover la generación de NbC, que evita el crecimiento de los granos de cristal en la porción central del grosor de chapa en el tratamiento térmico, en primer lugar, es eficaz causar que el Nb disuelto permanezca en el acero. Como se describió anteriormente, la presente invención ha encontrado un procedimiento para suprimir el

- ablandamiento térmico de la porción central del grosor de chapa en el tratamiento térmico causando que el Nb disuelto permanezca en el acero cuando se produzca una chapa de acero laminada en caliente, en lugar de suprimir el ablandamiento térmico de la porción central del grosor de chapa en el tratamiento térmico mediante la realización de un trabajo en frío elevado para convertir el NbC del acero en Nb disuelto. Además, los presentes inventores han descubierto que, en términos de evitar el ablandamiento de la resistencia de una porción central del grosor de chapa de la chapa de acero en el tratamiento térmico, es eficaz introducir dislocaciones a la fuerza en el acero con Nb disuelto restante y generar una gran cantidad de NbC del Nb disuelto en las proximidades de las dislocaciones en el tratamiento térmico.
- La cantidad de dislocaciones introducidas a la fuerza para promover la generación de NbC se puede expresar mediante una cantidad de endurecimiento de la dureza Vickers debido al trabajo en frío. En la presente invención, el endurecimiento se realiza preferentemente en una cantidad del 10 % o más con respecto a la dureza Vickers de un material antes del trabajo en frío.
- Como se describió anteriormente, una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención se puede usar en particular de forma adecuada en el caso en el que el tratamiento térmico del endurecimiento de la superficie o similar (por ejemplo, tratamiento de nitruración blanda) se realice después del trabajo en frío.
- La descripción se dará en una chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización, un material de acero obtenido realizando trabajo en frío y tratamiento térmico en la chapa de acero laminada en caliente, y un procedimiento para producir la chapa de acero laminada en caliente.
- En primer lugar, se describen los componentes químicos de la chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización. El contenido de cada componente se expresa en % en masa. A menos que se especifique lo contrario, los intervalos en esta memoria descriptiva incluyen un valor límite superior y un valor límite inferior.
- (C: 0,040-0,150 %)
- C es un elemento eficaz para mantener la fuerza. Se necesita una cantidad de C del 0,040 % o más para evitar una disminución en la resistencia de una porción central del grosor de chapa generando una cantidad suficiente de NbC durante el tratamiento térmico (por ejemplo, tratamiento de nitruración blanda) para una chapa de acero laminada en caliente que se ha sometido a trabajo en frío. Por otro lado, si la cantidad de C es superior al 0,150 %, la trabajabilidad en prensa de la chapa de acero laminada en caliente disminuye; por lo tanto, el 0,150 % se establece como límite superior. La cantidad de C es preferentemente de 0,040-0,10 %, más preferentemente de 0,040-0,090 %.
- (Si: 0-0,500 %; en la invención reivindicada: 0,001-0,08 %)
- Si es un elemento que desoxida y mejora la resistencia del acero, y se añade para ajustar la resistencia en el presente modo de realización. Una gran cantidad de Si causa que se genere un óxido superficial en la superficie de la chapa de acero durante el laminado en caliente, lo que hace que sea probable que se produzcan desperfectos y también causa una disminución de la trabajabilidad en prensa. Por lo tanto, la cantidad de Si se establece en el 0,500 % o menos. La cantidad de Si es preferentemente el 0,10 % o menos, más preferentemente el 0,08 % o menos. Por otro lado, Si está contenido en el mineral de hierro y, por tanto, normalmente es un componente que existe inevitablemente. Por tanto, el valor límite inferior de la cantidad de Si también se puede establecer en 0,001 %. Para desoxidar el acero y mejorar la resistencia del acero, la cantidad de Si se puede establecer en 0,090 % o más, preferentemente el 0,200 % o más, por ejemplo. En la invención reivindicada, el contenido de Si es el 0,001-0,08 %.
- (Mn: 0,10-1,50 %)
- Mn es un elemento que mejora la templabilidad del acero y mejora la resistencia, y se añade para ajustar la resistencia en el presente modo de realización. Si la cantidad de Mn es inferior al 0,10 %, es probable que se produzca fragilización debido a S en el acero. Si la cantidad de Mn es superior al 1,50 %, la conformabilidad en prensa disminuye. La cantidad de Mn es preferentemente el 0,1-1,3 %, más preferentemente el 0,1-1,10 %.
- (P: 0-0,050 %; en la invención reivindicada: 0,001-0,050 %)
- P tiende a causar fragilización y preferentemente es pequeño en cantidad para garantizar la trabajabilidad en prensa. Por lo tanto, un límite superior de la cantidad de P se establece en el 0,050 %. La cantidad de P es preferentemente el 0,03 % o menos, más preferentemente el 0,02 % o menos. Por otro lado, el P está contenido en el mineral de hierro y, por tanto, normalmente es un componente que existe inevitablemente. Por lo tanto, el valor límite inferior de la cantidad de P también se puede establecer en el 0,001 %, más específicamente en el 0,002 %. En la invención reivindicada, el contenido de P es el 0,001-0,050 %.
- (S: 0-0,020 %)
- Al igual que P, S tiende a causar fragilización, y preferentemente es pequeña en cantidad para garantizar la trabajabilidad en prensa. Por lo tanto, un límite superior de la cantidad de S se establece en el 0,020 %. La cantidad de S es preferentemente el 0,015 % o menos, más preferentemente el 0,010 % o menos. Por otro lado, el S está

contenido en el mineral de hierro y, por tanto, normalmente es un componente que inevitablemente existe. Por lo tanto, el valor límite inferior de la cantidad de S también se puede establecer en el 0,001 %.

(Al: 0,010-0,050 %)

- 5 El Al tiene el efecto de generar un nitruro, AlN, en la superficie de una chapa de acero en un tratamiento de nitruración blanda para mejorar la dureza de la superficie. Por lo tanto, se necesita una cantidad de Al del 0,010 % o más. Por otro lado, para mantener una alta trabajabilidad en prensa, se establece un 0,050 % como límite superior. La cantidad de Al es preferentemente el 0,010-0,040 %, más preferentemente el 0,015-0,030 %.

(N: 0,0010-0,0060 %)

- 10 Al igual que Al, N es un elemento necesario para generar un nitruro de Al en la superficie de una chapa de acero en un tratamiento de nitruración blanda, y está contenido en una cantidad del 0,0010 % o más. Por otro lado, si existe una gran cantidad de N en la chapa de acero antes del trabajo en prensa, la ductilidad disminuye enormemente y la trabajabilidad de la chapa de acero disminuye. Por tanto, la cantidad de N es preferentemente pequeña y se establece el 0,0060 % como límite superior. La cantidad de N es preferentemente el 0,0010-0,0040 %, más preferentemente el 0,0010-0,0030 %.

- 15 (Nb: 0,008-0,035 %)

(Nb disuelto: 0,005-0,030 %)

- 20 La chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización contiene Nb disuelto; por tanto, cuando se eleva la temperatura en el tratamiento de nitruración blanda después del trabajo en frío, el Nb disuelto se transforma en un precipitado, NbC, con las dislocaciones introducidas en el trabajo en frío que sirven como puntos de partida, lo que retrasa el movimiento de dislocación y permite mantener el endurecimiento por trabajo que se ha producido en el trabajo en frío. Para lograr esto, primero se necesita un 0,005 % o más Nb disuelto. Se necesita una cantidad de Nb del 0,008 % o más para el 0,005 % o más Nb disuelto. Un efecto producido por el Nb disuelto se satura al 0,030 %; por tanto, se establece el 0,030 % como límite superior de Nb disuelto. Por otro lado, un incremento del Nb en el acero causa una disminución en la trabajabilidad en prensa. Por lo tanto, el límite superior de la cantidad de Nb se establece en el 0,035 %. La cantidad de Nb es preferentemente el 0,010-0,030 %, más preferentemente el 0,010-0,025 %. La cantidad de Nb disuelto es preferentemente el 0,005-0,030 %, más preferentemente el 0,008-0,030 %.

- 30 La cantidad de Nb disuelto en la chapa de acero se puede calcular a partir de un residuo de extracción electrolítica. Por ejemplo, una probeta con un tamaño de 30 mm cuadrados (30 x 30 mm = 900 mm²) se toma desde una posición de 1/4 o 3/4 de ancho de chapa de la chapa de acero enfriada a temperatura ambiente después de bobinarla, y se somete a electrolisis de corriente constante en una solución electrolítica, usando una solución de acetilacetona al 10 %, cloruro de tetrametilamonio al 1 % y metanol como solución electrolítica. Un residuo que permanece en la solución electrolítica después de la electrolisis de corriente constante se filtra con un filtro de 0,2 µm y luego se recoge, y se mide la masa del residuo recogido. Además, después de que el residuo se somete a descomposición ácida, se mide la masa de Nb en el residuo mediante espectroscopia de emisión atómica de plasma acoplado de forma inductiva (ICP-AES). Entonces, suponiendo que el Nb en este residuo existiera como un precipitado de carburo o nitruro de Nb, el contenido total de Nb de la chapa de acero de la cual se resta la cantidad de Nb en el residuo se calcula como la cantidad de Nb disuelto.

(Cu: 0-0,10 %)

- 40 Se añade Cu según sea necesario para ajustar la resistencia. El 0,10 % se establece como límite superior para evitar una disminución de la trabajabilidad. Para mejorar la resistencia sin causar una disminución en la trabajabilidad, la cantidad de Cu es preferentemente el 0,01-0,08 %, más preferentemente el 0,02-0,05 %.

(Ni: 0-0,10 %)

- 45 Se añade Ni para evitar el agrietamiento por fragilización durante el laminado en caliente cuando se produce acero que contiene Cu. La cantidad de Ni añadida es preferentemente aproximadamente la mitad o más de la cantidad de Cu. Si la cantidad de Ni es superior al 0,10 %, la trabajabilidad de la chapa de acero disminuye; por tanto, un límite superior se establece en el 0,10 %. Para evitar el agrietamiento por fragilización sin causar una disminución de la trabajabilidad, la cantidad de Ni es preferentemente el 0,01-0,08 %, más preferentemente el 0,02-0,05 %.

(Cr: el 0-0,02 %)

- 50 Al igual que el Cu, se añade Cr según sea necesario para ajustar la resistencia. El 0,02 % se establece como límite superior para evitar una disminución de la trabajabilidad. Para mejorar la resistencia sin causar una disminución en la trabajabilidad, la cantidad de Cr es preferentemente el 0,005-0,020 %, más preferentemente el 0,010-0,015 %.

(Mo: 0-0,020 %)

(V: 0-0,020 %)

Como Cu, Mo y V se añaden según sea necesario para ajustar la fuerza. Se establece un 0,020 % como límite superior de cada uno de ellos para evitar una disminución de la trabajabilidad. Para mejorar la resistencia sin causar una disminución en la trabajabilidad, la cantidad de Mo es preferentemente el 0,005-0,020 %, más preferentemente el 0,010-0,018 %.

5 (Ca: 0-0,0100 %)

Se añade Ca según sea necesario para prevenir la fragilización debida a S y evitar una disminución de la ductilidad local debido al engrosamiento de MnS. El efecto de Ca está saturado al 0,0100 %; por tanto, esto se establece como un límite superior. Para evitar la fragilización sin causar una disminución de la trabajabilidad, la cantidad de Ca es preferentemente el 0,002-0,010 %, más preferentemente el 0,002-0,008 %.

10 (B: 0-0,0050 %)

Se añade B según sea necesario para evitar el envejecimiento debido a N y evitar una disminución de la ductilidad. En el 0,0050 %, el efecto se satura y C se une a B para causar una disminución de la cantidad de NbC generada, lo que reduce la resistencia al ablandamiento en el tratamiento térmico; por tanto, esto se establece como un límite superior. Para evitar el envejecimiento debido al N sin reducir la resistencia al ablandamiento, la cantidad de B es preferentemente el 0,0003-0,0030 %, más preferentemente el 0,0004-0,0020 %.

15

El resto de la chapa de acero laminada en caliente es Fe e impurezas. La chapa de acero laminada en caliente contiene Fe en una cantidad de, por ejemplo, el 97,40-99,84 %, preferentemente el 98,10-99,83 %.

A continuación, se describe la estructura metálica de una chapa de acero laminada en caliente.

20 La estructura metálica de una chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización contiene, en fracción de área, el 85 % o más de estructura de ferrita, y el resto es una estructura de cementita y/o perlita. El tamaño medio de grano de cristal de la ferrita está en el intervalo de igual o superior a 5 µm e igual o inferior a 20 µm.

25 Si la fracción de área de la estructura de ferrita es inferior al 85 %, la trabajabilidad de la chapa de acero disminuye, lo que no es preferente. La fracción de área de ferrita es preferentemente del 90 % o más, más preferentemente del 92 % o más. La estructura del resto es una o ambas de estructura de cementita y estructura de perlita. Es deseable que la estructura no contenga bainita. La fracción de área de una porción que se ve blanca cuando la superficie de la chapa de acero se corroe con nital y se observa se encuentra como la fracción de área de ferrita. La fracción de área de una porción que se ve negra cuando la superficie de la chapa de acero se corroe con nital y se observa se encuentra como la fracción de área de la estructura del resto.

30 El tamaño medio de grano de cristal de ferrita es preferentemente igual o superior a 5 µm e igual o inferior a 20 µm. Si el tamaño medio de grano de cristal es inferior a 5 µm, la resistencia de la chapa de acero se vuelve excesivamente alta, el alargamiento EL (%) se vuelve pequeño y la trabajabilidad disminuye. Si el tamaño medio de grano de cristal es superior a 20 µm, la superficie de la chapa de acero trabajada en prensa se convierte en una superficie de piel de naranja y se incrementa la rugosidad superficial. El tamaño medio de grano de cristal de ferrita es preferentemente igual o superior a 6 µm e igual o inferior a 15 µm, más preferentemente igual o superior a 8 µm e igual o inferior a 15 µm.

35 El grosor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización no está en particular limitado, pero es igual o superior a 2,0 mm e igual o inferior a 9,0 mm. En una chapa de acero con un grosor de menos de 2,0 mm, se puede conformar una capa endurecida hasta una porción central del grosor de chapa de la chapa de acero en un tratamiento de nitruración blanda, lo que puede eliminar la necesidad de un efecto de la presente invención de mejorar la resistencia al ablandamiento en tratamiento térmico. Además, los propósitos de la chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización no suponen el uso de una chapa de acero con un grosor de más de 9,0 mm; por tanto, se pueden establecer 9,0 mm como límite superior del grosor de chapa.

40 La resistencia a la tracción TS de la chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización es igual o superior a 400 MPa e igual o inferior a 640 MPa. El alargamiento EL (%) es del 25,0 % o más. La resistencia a la tracción TS (MPa) y el alargamiento EL (%) se basan en "Materiales metálicos-Prueba de tracción" de JIS Z 2241 (2011).

45 Con respecto a la anisotropía en el trabajo de la chapa de acero, una altura de corte cuando la chapa de acero se somete a embutición profunda cilíndrica es preferentemente de 2 mm o menos. Cuando una chapa de acero cortada en forma circular con un diámetro de 200 mm y un grosor de chapa de 4,5 mm se somete a embutición cilíndrica profunda en condiciones de un diámetro interno del punzón de 100 mm, un radio del borde del punzón de 3 mm, y un espacio libre de 1,4 veces el grosor de chapa de la chapa de acero, una diferencia entre la altura máxima y la altura mínima de una porción cilíndrica después de la embutición profunda se calcula como la altura de la oreja. Para que la altura de la oreja sea de 2 mm o menos, es deseable que se establezca una temperatura de laminado de acabado dentro de un intervalo de 900-950 °C.

50 A continuación, se describe un procedimiento para producir la chapa de acero laminada en caliente del presente modo

55

de realización.

La chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización se produce de la siguiente manera: Una plancha que contiene los componentes químicos descritos anteriormente se calienta a 1200 °C o más e igual o inferior a 1300 °C, se somete al laminado final del laminado de acabado a una temperatura de laminado de acabado igual o superior a 860 °C e igual o inferior a 950 °C, se enfría a una tasa media de enfriamiento igual o superior a 30 °C/seg e igual o inferior a 100 °C/seg desde la temperatura de laminado de acabado a 800 °C, se enfría a una tasa media de enfriamiento igual o superior a 5 °C/seg e igual o inferior a 100 °C/seg desde 800 °C hasta una temperatura de bobinado, y se bobina a una temperatura de bobinado igual o superior a 300 °C e igual o inferior a 600 °C.

La temperatura de calentamiento de la plancha es igual o superior a 1200 °C e igual o inferior a 1300 °C, y preferentemente igual o superior a 1220 °C e igual o inferior a 1280 °C. La temperatura de calentamiento aquí es la temperatura de una porción central del grosor de chapa de la plancha. Dado que el Nb existe como compuesto, tal como el NbC, en la plancha después de la colada, se realiza un calentamiento a 1200 °C o más hasta el centro de la plancha para disolver el Nb en el acero. Por otro lado, si la temperatura de calentamiento es demasiado alta, se produce una incrustación excesiva en la superficie de la plancha durante el calentamiento y se pueden producir desperfectos en la superficie de la chapa de acero después del laminado en caliente. Además, el rendimiento puede disminuir. Por lo tanto, el límite superior de la temperatura de calentamiento se establece en 1300 °C.

La temperatura de laminado de acabado en el laminado final del laminado de acabado se establece para que sea igual o superior a 860 °C e igual o inferior a 950 °C. La temperatura de laminado de acabado es la temperatura realmente medida de la superficie de la chapa de acero. La temperatura de laminado de acabado debe ser de 860 °C o más para que el Nb disuelto por calentamiento no se precipite como carburo. Para ejercer isotropía en el trabajo en prensa de la chapa de acero laminada en caliente, es deseable que la temperatura de laminado de acabado se establezca en 900 °C o más.

Por otro lado, si la temperatura de laminado de acabado es demasiado alta, los granos de cristal crecen demasiado, lo que lleva a una anisotropía significativa cuando la chapa de acero laminada en caliente se somete a trabajo en prensa; por lo tanto, el límite superior debe ser de 950 °C o menos. La temperatura de laminado de acabado en el laminado final del laminado de acabado puede ser cualquier temperatura dentro del intervalo mencionado anteriormente, pero preferentemente es igual o superior a 900 °C e igual o inferior a 940 °C, más preferentemente igual o superior a 900 °C e igual o inferior a 930 °C.

La tasa de enfriamiento promedio desde la temperatura de laminado de acabado hasta 800 °C se establece para que sea igual o superior a 30 °C/seg e igual o inferior a 100 °C/seg. La tasa media de enfriamiento es la tasa media de enfriamiento en la porción central del grosor de chapa de la chapa de acero. Un intervalo de temperatura desde la temperatura de laminado de acabado hasta 800 °C es un intervalo de temperatura en el cual es probable que el Nb disuelto se precipite como NbC; por lo tanto, se especifica la tasa media de enfriamiento desde la temperatura de laminado de acabado hasta 800 °C de modo que este intervalo de temperatura se pase lo más rápido posible. Cuando la tasa media de enfriamiento en este intervalo de temperatura es de 30 °C/seg o más, el Nb precipitado disminuye y el Nb disuelto se incrementa relativamente. Por otro lado, si la tasa media de enfriamiento es demasiado alta, el tamaño medio de grano de cristal de la estructura de ferrita se vuelve demasiado pequeño o la fracción de área de ferrita disminuye; por tanto, 100 °C/seg se establece como límite superior. La tasa media de enfriamiento desde la temperatura de laminado de acabado hasta 800 °C puede ser cualquier temperatura dentro del intervalo mencionado anteriormente, pero preferentemente es igual o superior a 40 °C/seg e igual o inferior a 100 °C/seg, más preferentemente igual o superior a 50 °C/seg e igual o inferior a 100 °C/seg.

La tasa media de enfriamiento desde 800 °C a la temperatura de bobinado se establece en un valor igual o superior a 5 °C/seg e igual o inferior a 100 °C/seg. La tasa media de enfriamiento es la tasa media de enfriamiento en la porción central del grosor de chapa de la chapa de acero. Un intervalo de temperatura de 800 °C a la temperatura de bobinado es un intervalo de temperatura en el que el Nb disuelto existe de forma estable; por lo tanto, en este intervalo de temperatura, la tasa de enfriamiento se puede reducir en comparación con el intervalo de temperatura hasta 800 °C. Por lo tanto, la tasa media de enfriamiento en este intervalo de temperatura se establece dentro del intervalo anterior. Cuando la tasa media de enfriamiento es de 5 °C/seg o más, la temperatura de la chapa de acero se puede reducir a un límite superior de la temperatura de bobinado bobinando la chapa de acero. Por otro lado, si la tasa media de enfriamiento es demasiado alta, la fracción de área de ferrita disminuye y la ductilidad disminuye; por lo tanto, 100 °C/seg se establece como límite superior. La tasa media de enfriamiento desde 800 °C a la temperatura de bobinado puede ser cualquier temperatura dentro del intervalo mencionado anteriormente, pero preferentemente es igual o superior a 15 °C/seg e igual o inferior a 100 °C/seg, más preferentemente igual o superior a 15 °C/seg e igual o inferior a 60 °C/seg.

La temperatura de bobinado de la chapa de acero enfriada se establece para que sea igual o superior a 300 °C e igual o inferior a 600 °C. La temperatura de bobinado es la temperatura de la superficie de la chapa de acero. Si la chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización se bobina a baja temperatura, se suprime la precipitación de NbC y el Nb permanece disuelto; por tanto, la trabajabilidad disminuye pero se mejora la resistencia al ablandamiento en el tratamiento térmico. Por otro lado, si la chapa de acero laminada en caliente se lamina a alta temperatura, se mejora el alargamiento de la chapa de acero laminada en caliente y se mejora la trabajabilidad, pero

queda una cantidad menor de Nb disuelto; por tanto, un límite superior es 600 °C. Por estas razones, la temperatura de bobinado está limitada dentro del intervalo anterior en el presente modo de realización. La temperatura de bobinado de la chapa de acero puede ser cualquier temperatura dentro del intervalo mencionado anteriormente, pero preferentemente es igual o superior a 400 °C e igual o inferior a 600 °C, más preferentemente igual o superior a 450 °C e igual o inferior 580 °C.

La chapa de acero laminada en caliente de la presente invención producida de la manera descrita anteriormente contiene el 0,005-0,030% de Nb disuelto. Una fracción de área de la estructura de ferrita en una estructura metálica es del 85 % o más, el resto de la estructura metálica es la estructura de cementita y/o perlita, y un tamaño medio de grano de cristal de ferrita es igual o superior a 5 µm e igual o inferior a 20 µm.

La chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización se conforma en una forma de pieza predeterminada mediante trabajo en frío, tal como el conformado en prensa, y luego se somete a un tratamiento de endurecimiento de la superficie, tal como un tratamiento de carburación, un tratamiento de nitruración, un tratamiento de nitrocarburación o un tratamiento de nitruración blanda para ser un material de acero para una pieza de automóvil o similar. El tratamiento de endurecimiento de la superficie consiste en realizar un tratamiento térmico en una chapa de acero laminada en caliente trabajada en frío en una atmósfera predeterminada. La chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización tiene la característica de presentar una pequeña cantidad de disminución en la dureza Vickers de una porción central del grosor de chapa a través del tratamiento térmico y es menos probable que se ablande, incluso cuando se someta a tratamiento térmico después del trabajo en frío.

El trabajo en frío puede ser el trabajo de plástico en frío, tal como el trabajo en prensa, la expansión del orificio y el doblado. En el caso en el que el grado de trabajo en frío se exprese mediante una tasa de endurecimiento por trabajo ΔR (%), en el presente modo de realización se puede aplicar un trabajo en frío con cualquier tasa de endurecimiento por trabajo ΔR (%); cuando la ΔR (%) es el 10 % o más, las dislocaciones para la precipitación de NbC se introducen suficientemente y el efecto de resistencia al ablandamiento se ejerce fácilmente. Obsérvese que, en el presente modo de realización, una alta tasa de endurecimiento por trabajo se refiere a la ΔR (%) del 30 % o más. Una tasa baja de endurecimiento por trabajo se refiere a la ΔR (%) de menos del 30 %. La chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización presenta la característica de que es menos probable que se ablande mediante el tratamiento térmico incluso en el caso en el que la ΔR (%) sea del 10 a menos del 30 %.

La atmósfera en el tratamiento de endurecimiento de la superficie no está en particular limitada. Como ejemplo, se puede dar una atmósfera con una concentración de NH_3 del 35 %, una concentración de CO_2 del 5 % y una concentración de N_2 del 60 %. La chapa de acero laminada en caliente de la presente invención presenta suficiente resistencia al ablandamiento incluso aunque se someta a tratamiento térmico con una temperatura de tratamiento térmico en el intervalo de 560-620 °C y un tiempo de tratamiento térmico de 120 minutos. Obsérvese que un intervalo de temperatura aplicado en el tratamiento de endurecimiento superficial real es un intervalo de 500-600 °C, y el tiempo de tratamiento térmico es de aproximadamente 60-180 minutos. Incluso en estas condiciones, la chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización presenta suficiente resistencia al ablandamiento.

La presente invención también se refiere a un material de acero que comprende la chapa de acero laminada en caliente de la invención, como se define en la reivindicación 2. En la chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización, la dureza Vickers de una porción central del grosor de chapa cuando el trabajo en frío y el tratamiento térmico del calentamiento a 560-620 °C durante 120 minutos se realizan secuencialmente presenta una resistencia al ablandamiento del 80 % o más con respecto a la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del trabajo en frío. En particular, incluso en el caso en el que se realice un trabajo en frío que hace que una tasa de endurecimiento por trabajo de dureza Vickers sea inferior al 30 %, la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del tratamiento térmico presenta una resistencia al ablandamiento del 80 % o más con respecto a la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del trabajo en frío.

La tasa de endurecimiento por trabajo en el presente modo de realización se describe a continuación.

Suponiendo que la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa antes del trabajo en frío de la chapa de acero laminada en caliente es H_v (antes del trabajo en frío) y la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del trabajo en frío es H_v (después del trabajo en frío), una cantidad de endurecimiento por trabajo ΔWH_v se expresa mediante la siguiente fórmula (α), y una tasa de endurecimiento por trabajo ΔR (%) se expresa mediante la siguiente fórmula (β).

$$\Delta WH_v = H_v (\text{después del trabajo en frío}) - H_v (\text{antes del trabajo en frío})... (\alpha)$$

$$\Delta R (\%) = \Delta WH_v / H_v (\text{antes del trabajo en frío}) \times 100... (\beta)$$

La tasa de cambio de dureza después del tratamiento térmico es como sigue. Como tratamiento térmico, se realiza un calentamiento durante 120 minutos a cada temperatura de tratamiento térmico. La chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización presenta ΔH_v (%) del 80 % o más.

Suponiendo que la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del tratamiento térmico de la

chapa de acero laminada en caliente que se ha sometido a trabajo en frío es Hv (después del tratamiento térmico), la cantidad de endurecimiento ΔTH_v después del tratamiento térmico se expresa mediante la siguiente fórmula (γ), y la tasa de cambio de dureza $\Delta Hv(\%)$ después del tratamiento térmico se expresa mediante la siguiente fórmula (δ).

$$\Delta TH_v = Hv \text{ (después del tratamiento térmico)} - Hv \text{ (antes del trabajo en frío)} \dots (\gamma)$$

$$\Delta Hv (\%) = \Delta TH_v / \Delta WH_v \times 100 \dots (\delta)$$

Un límite superior de la $\Delta Hv(\%)$ no es el 100 %, se incluye un caso en el que la chapa de acero se endurece aún más mediante tratamiento térmico. Por ejemplo, el C disuelto en el acero puede conformar NbC por tratamiento térmico, lo que puede mejorar la resistencia.

La dureza Vickers del centro del grosor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente es la dureza medida con un peso de 100 g (0,9807 N) usando un medidor de dureza micro Vickers en "Prueba de dureza Vickers-Procedimiento de prueba" especificado en JIS Z 2244 (2009). En la medición, se realiza una prueba de dureza tres veces o más en una región de un intervalo de $\pm 100 \mu m$ en la dirección del grosor de chapa en el centro del grosor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente, y se encuentra un valor medio.

Un material de acero producido al realizar un tratamiento de endurecimiento superficial y trabajo en frío en la chapa de acero laminada en caliente presenta una tasa de la $\Delta Hv (\%)$ de cambio de dureza después del tratamiento térmico del 80 % o más.

Como se describió anteriormente, de acuerdo con la chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización, es posible evitar el ablandamiento de la resistencia de una porción central del grosor de chapa de la chapa de acero en el tratamiento térmico, incluso en el caso en que una cantidad de trabajo realizado en la chapa de acero es pequeña y la tasa de endurecimiento por trabajo es baja.

Además, de acuerdo con el procedimiento para producir una chapa de acero laminada en caliente del presente modo de realización, se puede producir una chapa de acero laminada en caliente con excelente resistencia al ablandamiento en el tratamiento térmico.

Ejemplos

A continuación, la presente invención se describe con más detalle usando Ejemplos. Obsérvese que los ejemplos siguientes son simplemente ejemplos de la presente invención, y la presente invención no se limita a los ejemplos siguientes.

El acero se fundió con un convertidor y las planchas se produjeron mediante colada continua. Las Tablas 1A y 1B muestran los componentes 1-42 como componentes químicos de las planchas.

La plancha obtenida se calentó a una temperatura de calentamiento predeterminada, se sometió al laminado final del laminado de acabado a una temperatura de laminado de acabado predeterminada, se enfrió con una tasa media de enfriamiento desde la temperatura de laminado de acabado a 800 °C y una tasa media de enfriamiento de 800 °C a una temperatura de laminado variada y laminada a una temperatura de laminado predeterminada; por tanto, se produjeron chapas de acero laminadas en caliente de S01-S84. Las Tablas 2A-2C muestran las temperaturas de calentamiento, las temperaturas de laminado de acabado, las tasas medias de enfriamiento y las temperaturas de bobinado cuando se produjeron las láminas de acero laminadas en caliente. Las Tablas 2A-2C también muestran los grosores de chapa de las chapas de acero laminadas en caliente obtenidas. Obsérvese que, en las Tablas 2A a 2C, la tasa media de enfriamiento desde la temperatura de laminado de acabado hasta 800 °C se denomina tasa media de enfriamiento I, y la tasa media de enfriamiento desde 800 °C hasta la temperatura de bobinado se denomina tasa media de enfriamiento II.

A continuación, la chapa de acero laminada en caliente obtenida se sometió a trabajo en prensa: por tanto, se produjo un producto conformado en prensa. La chapa de acero laminada en caliente cortada en forma circular con un diámetro de 200 mm y un grosor de chapa de 4,5 mm se sometió a trabajo en prensa en condiciones de un diámetro interno del punzón de 100 mm, un radio del borde del punzón de 3 mm, y un espacio libre de 1,4 veces el grosor de chapa. Mediante embutición cilíndrica profunda en estas condiciones, se produjo un producto conformado en prensa en forma de copa con una altura de 52 mm. Además, para comprobar la influencia de un cambio en el grosor de chapa, también se sometieron las chapas de acero laminadas en caliente con grosores de chapa de 2,0 mm a 9,0 mm a un trabajo en prensa similar.

A continuación, se realizó un tratamiento de nitruración blanda sobre el producto conformado en prensa. Se usó una atmósfera con una concentración de NH_3 del 35 %, una concentración de CO_2 del 5 % y una concentración de N_2 del 60 % como la atmósfera del tratamiento de nitruración blanda. Se estableció una tasa de incremento de temperatura en 0,7 °C/min, se estableció una temperatura de tratamiento térmico en 570-625 °C, se estableció el tiempo de tratamiento térmico en 120 minutos y se realizó enfriamiento por aire después del calentamiento. Las Tablas 3A-3C muestran las temperaturas de tratamiento térmico del tratamiento de nitruración blanda.

(Microestructura de chapa de acero laminada en caliente)

- 5 Con respecto a la chapa de acero laminada en caliente obtenida, se sometió una sección transversal a un tratamiento de grabado de nital y se observó con un microscopio; por tanto, se encontraron una forma de estructura, la fracción de área de la estructura de ferrita y el tamaño medio de grano de cristal de ferrita. Los resultados se muestran en las Tablas 2A-2C.

(Cantidad de Nb disuelto de chapa de acero laminada en caliente)

- 10 Además, se midió la cantidad de Nb disuelto en la chapa de acero laminada en caliente mediante el siguiente procedimiento. Primero, se tomó una probeta con un tamaño de 30 mm cuadrados ($30 \times 30 \text{ mm} = 900 \text{ mm}^2$) desde una posición de 1/4 de ancho de chapa de la chapa de acero laminada en caliente enfriada a temperatura ambiente después de bobinarla. A continuación, se preparó una solución de 10 % de acetilacetona-1 % de cloruro de tetrametilamonio-metanol como solución electrolítica, y la probeta se sometió a electrolisis de corriente constante en la solución electrolítica. Se filtró un residuo que quedaba en la solución electrolítica después de la electrolisis de corriente constante con un filtro de $0,2 \mu\text{m}$ y luego se recogió, y se midió la masa del residuo recogido. Además, después de que el residuo se sometió a descomposición ácida, se midió la masa de Nb en el residuo mediante espectroscopia de emisión atómica de plasma acoplado de forma inductiva (ICP-AES). Suponiendo que el Nb en el residuo hubiera existido como un precipitado de carburo o nitruro de Nb, el contenido total de Nb de la chapa de acero de la cual se restó la cantidad de Nb en el residuo se determinó como la cantidad de Nb disuelto. Los resultados se muestran en las Tablas 2A-2C.

(Resistencia a la tracción y alargamiento)

- 20 Además, se determinó la resistencia a la tracción TS y el alargamiento EL (%) de la chapa de acero laminada en caliente obtenida. La resistencia a la tracción TS (MPa) y el alargamiento EL (%) se midieron sobre la base de "Materiales metálicos-Prueba de tracción" de JIS Z 2241 (2011). Los resultados se muestran en las Tablas 2A-2C. Se determinó que una TS de 400-640MPa era favorable y se determinó que un EL del 25,0 % o más era favorable.

(Ocurrencia/no ocurrencia de agrietamiento en prensa del producto conformado en prensa)

- 25 Con respecto al producto conformado en prensa antes del tratamiento de nitruración blanda, se evaluó la ocurrencia/no ocurrencia de agrietamiento como evaluación del agrietamiento en prensa. Los resultados de la evaluación se muestran con "E", "S", "E, S" y "N". Los detalles de "E" a "N" son como sigue. Los resultados se muestran en las Tablas 3A-3C.

E: Se ha producido un agrietamiento en una porción de extremo del producto conformado.

- 30 S: Hay una grieta en la porción de radio del borde.

E, S: Se ha producido un agrietamiento en una porción de extremo del producto conformado y hay una grieta en una porción de radio del borde.

N: Sin agrietamiento.

(Ocurrencia/no ocurrencia de oreja en prensa)

- 35 Con respecto al producto conformado en prensa antes del tratamiento de nitruración blanda, se evaluó la ocurrencia/no ocurrencia de orejas. Se encontró una diferencia entre la altura máxima y la altura mínima del producto conformado en prensa como la altura de una oreja. Los resultados de la evaluación se muestran con "A", "B", "C" y "D". Los detalles de "A" a "D" son como sigue. Se determinó que B y A eran favorables. Obsérvese que la medición de la oreja en prensa no se realizó para aquellos en los cuales se produjo el agrietamiento en prensa. Los resultados se muestran en las Tablas 3A-3C.

A: Una altura de oreja igual o superior a 0 mm e igual o inferior a 1 mm.

B: Una altura de oreja superior a 1 mm e igual o inferior a 2 mm.

C: Una altura de oreja superior a 2 mm e igual o inferior a 3 mm.

D: Una altura de oreja de más de 3 mm.

- 45 (Ocurrencia/no ocurrencia de superficie rugosa)

- 50 Con respecto al producto conformado en prensa con nitruración blanda, se frotó una superficie lateral del producto conformado en la dirección circunferencial sobre una muela #400; por tanto, se creó un desperfecto parecido a una raya. En esta ocasión, se determinó que era favorable un caso en el que el desperfecto en forma de raya se formó en línea recta y se denominó (A) sin aparición de superficie rugosa (una superficie de piel de naranja). Un caso en el que el desperfecto en forma de raya presentaba luz y sombra o estaba dividido se denominó (B) con aparición de superficie

rugosa (una superficie de piel de naranja). Los resultados se muestran en las Tablas 3A-3C.

(Dureza antes y después del trabajo en frío)

Se midió la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente antes y después del trabajo en prensa. La dureza Vickers del centro del grosor de chapa en una porción de la superficie lateral del producto conformado en prensa en forma de copa se encontró como dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del trabajo en prensa. La tasa de endurecimiento por trabajo del producto conformado por presión difiere entre las posiciones de medición. Para investigar la dureza Vickers antes y después del tratamiento térmico en un lugar donde la tasa de endurecimiento por trabajo es inferior al 30 %, la medición se realizó en posiciones de 3-7 mm desde la superficie inferior del producto conformado en prensa, y para investigar la dureza Vickers antes y después del tratamiento térmico en un lugar donde la tasa de endurecimiento por trabajo es del 30 % o más, la medición se realizó en posiciones de 25 mm y 35 mm desde la superficie inferior del producto conformado en prensa. Las Tablas 3A-3C muestran la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa antes y después del trabajo en frío, Hv (antes del trabajo en frío) y Hv (después del trabajo en frío). Además, las Tablas 3A-3C muestran una posición de medición de la dureza Vickers después del trabajo en frío, Hv (después del trabajo en frío), y también muestran una tasa de endurecimiento por trabajo ΔR (%). La tasa de endurecimiento por trabajo ΔR (%) se encontró sobre la base de las fórmulas anteriores (α) y (β). Tenga en cuenta que la medición de la dureza no se realizó para aquellos en los cuales se produjo el agrietamiento en prensa.

(Dureza antes y después del tratamiento térmico)

Se midió la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente antes y después del tratamiento térmico, y se encontró una cantidad de endurecimiento por trabajo ΔTH_v mediante tratamiento térmico y una tasa de cambio en la dureza ΔHv mediante tratamiento térmico. La cantidad de endurecimiento por trabajo ΔTH_v y la tasa de cambio de dureza ΔHv a través del tratamiento térmico se determinaron sobre la base de las fórmulas (γ) y (δ) anteriores.

Un caso en el que la ΔHv era del 80 % o más se denominó A, y un caso en el que la ΔHv era inferior al 80 % se denominó B. Tenga en cuenta que la medición de la dureza no se realizó para aquellos en los que se produjo el agrietamiento por prensa. Los resultados se muestran en las Tablas 3A-3C.

Los resultados anteriores se muestran en las Tablas 2A-2C y en las Tablas 3A-3C.

Los aceros S01 a S04 y S06 a S42, S70, S72 y S73 son chapas de acero laminadas en caliente que se produjeron usando planchas que contienen componentes químicos de la presente invención, en las condiciones de producción especificadas en la presente invención. Presentan una tasa de cambio de dureza después del tratamiento térmico del 80 % o más, lo que indica una excelente resistencia al ablandamiento después del tratamiento térmico.

S79 y S80 son chapas de acero laminadas en caliente que se produjeron usando planchas que contienen componentes químicos de la presente invención, en las condiciones de producción especificadas en la presente invención. Específicamente, S79 y S03 son ejemplos obtenidos laminando en caliente el mismo tipo de acero en las mismas condiciones y, de forma similar, S80 y S18 son ejemplos obtenidos laminando en caliente el mismo tipo de acero en las mismas condiciones. Para S79 y S80, la temperatura de calentamiento en la nitruración blanda fue alta en comparación con S03 y S18 y, por tanto, la tasa de cambio de dureza después del tratamiento térmico fue inferior al 80 %. Sin embargo, estableciendo la temperatura de calentamiento en nitruración blanda para estos aceros S79 y S80 en 620 °C o menos, la tasa de cambio de dureza después del tratamiento térmico llega al 80 % o más como en S18 y S03.

Los aceros S43-S54 son ejemplos que quedan fuera de los componentes químicos de la presente invención.

Es decir, el acero S43 tenía un pequeño contenido de C y, por tanto, se generó una pequeña cantidad de NbC durante el tratamiento de nitruración blanda y no se aseguró la dureza. Además, los granos de cristal de ferrita se volvieron gruesos y se produjo una superficie rugosa. El acero S44 tenía un contenido de C excesivo, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa. El acero S45 tenía un contenido excesivo de Si, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa. El acero S46 tenía un pequeño contenido de Mn y los granos de cristal de ferrita se volvieron gruesos y se produjo una superficie rugosa. El acero S47 tenía una cantidad excesiva de Mn, y la fracción de área de ferrita disminuyó y se generó bainita, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa. El acero S48 tenía una cantidad excesiva de P, y la fracción de área de ferrita disminuyó y se generó bainita, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa. El acero S49 tenía una cantidad excesiva de S, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa. El acero S50 tenía un pequeño contenido de Al y los granos de cristal de ferrita se volvieron gruesos y se produjeron superficies rugosas. El acero S51 tenía una cantidad excesiva de Al, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa. El acero S52 tenía una cantidad excesiva de N, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa. El acero S53 tenía un pequeño contenido de Nb, lo que llevó a una disminución del Nb disuelto y, por tanto, no se aseguraba la dureza después de la nitruración blanda. El acero S54 tenía una cantidad excesiva de Nb, y la fracción de área de ferrita disminuyó y se generó bainita, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa.

Para el acero S55, la temperatura de calentamiento en el laminado en caliente fue baja, lo que llevó a una disminución del Nb disuelto y, por tanto, no se aseguró la dureza después de la nitruración blanda.

Para el acero S56, la tasa de enfriamiento a 800 °C fue alta y, por tanto, la fracción de área de ferrita disminuyó, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa.

- 5 En el caso del acero S57, B excedió el límite superior y la oreja del producto prensado se incrementó. Además, C se unió a B para causar una disminución de la cantidad de NbC generada y, por tanto, no se aseguró la dureza después de la nitruración blanda.

- 10 Para el acero S58, la tasa de enfriamiento desde el extremo del laminado de acabado hasta el bobinado fue alta; por tanto, la temperatura de bobinado fue baja y la fracción de área de ferrita disminuyó y se generó bainita, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa.

Para el acero S59, la tasa de enfriamiento fue lenta y, por tanto, el tamaño medio de grano de cristal de la ferrita se volvió grueso y apareció una superficie rugosa, y el Nb disuelto disminuyó y no se aseguró la dureza después de la nitruración blanda.

- 15 Para el acero S60, la tasa de enfriamiento a 800 °C fue alta y, por tanto, la fracción de área de ferrita disminuyó, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa.

Para el acero S61, la temperatura de calentamiento en el laminado en caliente fue baja, lo que llevó a una disminución del Nb disuelto y, por tanto, no se aseguró la dureza después de la nitruración blanda.

- 20 Para el acero S62, la temperatura de laminado de acabado fue alta, lo que llevó a una disminución del Nb disuelto y, por tanto, no se aseguró la dureza después de la nitruración blanda. Por otro lado, para el acero S63, la temperatura de laminado de acabado fue baja y se produjo ferrita plana gruesa a la mitad del laminado en caliente. Esto llevó a una gran anisotropía en el trabajo en prensa y causó una disminución del EL.

- 25 Para el acero S64, la tasa de enfriamiento a 800 °C fue alta y, por tanto, la fracción de área de ferrita disminuyó y se generó bainita, lo que llevó a un incremento de la TS y una disminución del EL. Por otro lado, para el acero S65, la tasa de enfriamiento a 800 °C fue baja, lo que llevó a una disminución del Nb disuelto y, por tanto, no se aseguró la dureza después de la nitruración blanda.

Para el acero S66, la tasa de enfriamiento de 800 °C a la temperatura de bobinado fue alta y, por tanto, la fracción de área de ferrita disminuyó, lo que llevó a una disminución del EL y causó agrietamiento en prensa. Por otro lado, para el acero S67, la tasa de enfriamiento desde 800 °C hasta la temperatura de bobinado fue baja, lo que llevó a una disminución del Nb disuelto y, por tanto, no se aseguró la dureza después de la nitruración blanda.

- 30 Para el acero S68, la temperatura de bobinado fue alta, lo que llevó a una disminución del Nb disuelto y, por tanto, no se aseguró la dureza después de la nitruración blanda. Por otro lado, para el acero S69, la temperatura de bobinado fue baja y la fracción de área de ferrita disminuyó y se generó bainita, lo que llevó a una disminución del EL y causó el agrietamiento en prensa.

- 35 Para el acero S71, la temperatura de calentamiento en el laminado en caliente fue baja y, por tanto, no se generó suficientemente Nb disuelto. Debido a la pequeña cantidad de Nb disuelto, la dureza no se aseguró ni siquiera mediante un tratamiento de nitruración blanda a alta temperatura.

- 40 El acero S74, el acero S75 y el acero S76 son chapas de acero laminadas en caliente que se obtuvieron laminando en caliente una plancha con bajo contenido de Nb en las mismas condiciones. La diferencia entre ellos es que se cambió la tasa de endurecimiento por trabajo cambiando la posición de medición de la dureza Vickers en el producto conformado en prensa. En todos estos casos, el Nb disuelto no se generó lo suficiente. Por lo tanto, la dureza después de la nitruración blanda no estaba asegurada en un área trabajada en mayor medida, como en el acero S74 y el acero S75, y la dureza después de la nitruración blanda no estaba asegurada en un área trabajada en menor medida, como en el acero S76.

- 45 El acero S77 y el acero S78 son aceros con una pequeña cantidad de Nb disuelto y un alto contenido de Nb; la dureza después de la nitruración blanda se aseguró en el caso en el que la tasa de endurecimiento por trabajo fuera alta. Por otro lado, incluso en aceros con una pequeña cantidad de Nb disuelto y un alto contenido de Nb, como el acero S59, el acero S61, el acero S62, el acero S65, el acero S67, el acero S68 y el acero S84, la dureza después de la nitruración blanda no estaba asegurada en el caso en el que la tasa de endurecimiento por trabajo fuera baja.

- 50 El acero S81 y el acero S82 son ejemplos obtenidos de la siguiente manera: las chapas de acero laminadas en caliente que se obtuvieron laminando en caliente una plancha con un bajo contenido de Nb en sustancialmente las mismas condiciones se sometieron a trabajo en prensa y luego se sometieron a un tratamiento de calentamiento a una temperatura alta de más de 620 °C. La diferencia entre S81 y S82 es que se cambió la tasa de endurecimiento por trabajo cambiando la posición de medición de la dureza Vickers en el producto conformado en prensa. La diferencia de S53 y S74-S76 es que el tratamiento térmico se realizó a una temperatura alta de más de 620 °C. Tanto en S81

como en S82, el Nb disuelto no se generó suficientemente porque el contenido de Nb era extremadamente pequeño. Por lo tanto, la dureza después de la nitruración blanda no estaba asegurada en una zona trabajada en mayor medida, como en el acero S81, y la dureza después de la nitruración blanda no estaba asegurada en una zona trabajada en menor medida, como en el acero S82.

- 5 El acero S83 contenía Nb disuelto, pero tenía un pequeño contenido de C. Por lo tanto, se generó una pequeña cantidad de NbC cuando se realizó el tratamiento térmico del tratamiento de nitruración blanda y, por tanto, no se aseguró la dureza incluso mediante el tratamiento térmico a una temperatura alta de más de 620 °C.

[Tabla 1A]

(% en masa)

Componentes	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	
1	0,040	0,025	1,05	0,006	0,0070	0,026	0,0035	0,016	Presente invención
2	0,150	0,025	1,05	0,006	0,0070	0,026	0,0028	0,016	Presente invención
3	0,085	0,015	1,05	0,006	0,0070	0,026	0,0033	0,016	Presente invención
4	0,085	0,003	1,05	0,006	0,0070	0,026	0,0031	0,016	Presente invención
5	0,085	0,500	1,05	0,006	0,0070	0,026	0,0028	0,016	no dentro de las reivindicaciones
6	0,085	0,025	0,10	0,006	0,0070	0,026	0,0031	0,016	Presente invención
7	0,085	0,025	1,50	0,006	0,0070	0,026	0,0031	0,016	Presente invención
8	0,085	0,025	1,05	0,001	0,0070	0,026	0,0031	0,016	Presente invención
9	0,085	0,025	1,05	0,050	0,0070	0,026	0,0035	0,016	Presente invención
10	0,085	0,025	1,05	0,004	0,0003	0,026	0,0035	0,016	Presente invención
11	0,085	0,025	1,05	0,005	0,0200	0,026	0,0028	0,016	Presente invención
12	0,085	0,025	1,05	0,004	0,0070	0,010	0,0028	0,016	Presente invención
13	0,085	0,025	1,05	0,004	0,0070	0,050	0,0028	0,016	Presente invención
14	0,085	0,025	1,05	0,004	0,0070	0,026	0,0015	0,016	Presente invención
15	0,085	0,025	1,05	0,004	0,0070	0,026	0,0060	0,016	Presente invención
16	0,085	0,025	1,05	0,004	0,0070	0,026	0,0032	0,008	Presente invención
17	0,085	0,025	1,05	0,004	0,0070	0,026	0,0025	0,035	Presente invención
18	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0070	0,026	0,0028	0,012	Presente invención
19	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0070	0,026	0,0032	0,035	Presente invención
20	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0070	0,026	0,0018	0,016	Presente invención
21	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0070	0,026	0,0019	0,016	Presente invención
22	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	0,0032	0,016	Presente invención
23	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	0,0021	0,016	Presente invención
24	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	0,0021	0,016	Presente invención
25	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	0,0021	0,016	Presente invención
26	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	0,0021	0,016	Presente invención
27	0,041	0,006	0,52	0,004	0,0070	0,015	0,0018	0,011	Presente invención

(continuación)

28	<u>0,005</u>	0,025	1,05	0,006	0,0070	0,026	0,0035	0,016	Acero comparativo
29	<u>0,210</u>	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	0,0031	0,016	Acero comparativo
30	0,093	<u>2,030</u>	1,36	0,004	0,0080	0,045	0,0025	0,016	Acero comparativo
31	0,085	0,025	<u>0,05</u>	0,006	0,0060	0,026	0,0028	0,016	Acero comparativo
32	0,085	0,025	<u>2,23</u>	0,005	0,0060	0,026	0,0022	0,016	Acero comparativo
33	0,085	0,025	1,05	<u>0,085</u>	0,0060	0,026	0,0026	0,016	Acero comparativo
34	0,085	0,025	1,05	0,006	<u>0,0350</u>	0,026	0,0029	0,016	Acero comparativo
35	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	<u>0,005</u>	0,0034	0,016	Acero comparativo
36	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	<u>0,361</u>	0,0031	0,016	Acero comparativo
37	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	<u>0,0095</u>	0,016	Acero comparativo
38	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	0,0021	<u>0,001</u>	Acero comparativo
39	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	0,0026	<u>0,056</u>	Acero comparativo
40	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	0,0024	0,016	Presente invención
41	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	0,0031	<u>0,055</u>	Acero comparativo
42	0,085	0,025	1,05	0,006	0,0060	0,026	0,0045	0,016	Acero comparativo

[Tabla 1B]

(% en masa)

Componentes	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ca	B	
1	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
2	-	-	-	-	.	-	-	Presente invención
3	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
4	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
5	-	-	-	-	-	-	-	no dentro de las reivindicaciones
6	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
7	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
8	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
9	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
10	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
11	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
12	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
13	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
14	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
15	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
16	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención

(continuación)

17	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
18	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
19	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
20	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
21	0,10	0,05	-	-	-	-	-	Presente invención
22	-	-	0,02	-	-	-	-	Presente invención
23	-	-	-	0,020	-	-	-	Presente invención
24	-	-	-	-	0,020	-	-	Presente invención
25	-	-	-	-	-	0,0100	-	Presente invención
26	-	-	-	-	-	-	0,0050	Presente invención
27	0,04	0,03	0,02	0,012	0,014	0,0018	0,0004	Presente invención
28	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
29	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
30	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
31	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
32	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
33	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
34	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
35	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
36	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
37	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
38	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
39	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
40	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
41	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
42	-	-	-	-	-	-	<u>0,0075</u>	Acero comparativo

[Tabla 2A]

Acero N.º	Componentes	Condiciones de producción						Grosor de la chapa original laminada en caliente (mm)	Microestructura de chapa original laminada en caliente			Nb disuelto (% en)	Características mecánicas		
		Paso de calentamiento de temperatura (°C)	Enrollado de acabado Temperatura de laminado en el laminado final (°C)	Enfriamiento			Microestructura		Tamaño medio de grano de cristal de ferrita (µm)	Fracción de área de ferrita %	TS (MPa)		EL (%)		
				Tasa de enfriamiento I (°C/seg)	Tasa de enfriamiento II (°C/seg)	Temperatura de bobinado (°C)									
S01	1	1220	880	55	55	530	4,5	F	19	95	0,011	402	44,0	Presente invención	
S02	2	1220	860	55	55	530	4,5	F+P	5	86	0,011	625	30,1	Presente invención	
S03	3	1220	900	55	55	530	4,5	F	12	92	0,011	466	37,6	Presente invención	
S04	4	1220	860	55	55	530	4,5	F	13	92	0,011	452	39,5	Presente invención	
S05	5	1220	860	55	55	530	4,5	F	10	91	0,011	485	37,1	no dentro de las reivindicaciones	
S06	6	1220	860	55	55	530	4,5	F	16	94	0,011	411	42,1	Presente invención	
S07	7	1220	910	55	55	530	4,5	F	8	89	0,011	523	34,5	Presente invención	
S08	8	1220	910	55	55	530	4,5	F	12	92	0,011	463	39,1	Presente invención	
S09	9	1220	910	55	55	530	4,5	F	9	90	0,011	502	35,1	Presente invención	
S010	10	1220	910	55	55	530	4,5	F	13	93	0,011	441	39,7	Presente invención	
S011	11	1220	910	55	55	530	4,5	F	9	92	0,011	462	38,6	Presente invención	
S012	12	1220	910	55	55	530	4,5	F	12	92	0,011	471	37,5	Presente invención	
S013	13	1220	910	55	55	530	4,5	F	10	91	0,011	489	36,5	Presente invención	
S014	14	1220	910	55	55	530	4,5	F	11	92	0,011	448	39,2	Presente invención	
S015	15	1220	910	55	55	530	4,5	F	8	91	0,011	493	36,1	Presente invención	
S016	16	1220	910	55	55	530	4,5	F	14	94	0,005	418	41,5	Presente invención	
S017	17	1220	910	55	55	530	4,5	F+P	8	89	0,028	569	30,7	Presente invención	
S018	18	1220	910	55	55	530	4,5	F	14	91	0,005	493	35,6	Presente invención	
S019	19	1220	910	55	55	530	4,5	F	8	92	0,030	455	38,7	Presente invención	
S020	20	1220	910	55	55	530	4,5	F	13	92	0,011	461	37,9	Presente invención	
S021	21	1220	910	55	55	530	4,5	F+P	10	89	0,011	563	31,5	Presente invención	
S022	22	1220	910	55	55	530	4,5	F+P	11	89	0,011	554	31,8	Presente invención	
S023	23	1220	910	55	55	530	4,5	F	10	88	0,011	531	33,2	Presente invención	
S024	24	1220	910	55	55	530	4,5	F+P	10	87	0,011	564	31,1	Presente invención	
S025	25	1220	910	55	55	530	4,5	F	11	92	0,011	480	36,4	Presente invención	
S026	26	1220	910	55	55	530	4,5	F	10	92	0,011	463	37,4	Presente invención	
S027	27	1220	910	55	55	570	4,5	F	6	87	0,008	602	30,2	Presente invención	
S028	3	1220	910	100	100	530	4,5	F+P	5	88	0,013	536	32,1	Presente invención	

[Tabla 2B]

Acero N.º	Componentes		Condiciones de producción					Grosor de la chapa de la chapa original laminada en caliente (mm)	Microestructura de chapa original laminada en caliente			Nb disuelto (% en)	Características mecánicas		
			Enfriamiento		Tasa de enfriamiento I (°C/seg)	Tasa de enfriamiento II (°C/seg)	Temperatura de bobinado (°C)		Micro-estructura	Tamaño medio de grano de cristal de ferrita (µm)	Fracción de área de ferrita %		TS (MPa)	EL (%)	
			Paso de calentamiento Temperatura de calentamiento (°C)	Enrollado de acabado Temperatura de laminado en el (°C)											
S29	3	1220	910	30	10	530	4,5	F	20	92	0,008	456	39,4	Presente invención	
S30	3	1220	910	55	55	530	4,5	F+P	6	87	0,011	587	30,1	Presente invención	
S31	3	1220	910	78	60	530	2,0	F	10	92	0,012	476	34,8	Presente invención	
S32	3	1220	910	40	30	530	9,0	F	13	92	0,011	458	40,5	Presente invención	
S33	3	1300	910	55	55	530	4,5	F	10	91	0,011	493	35,5	Presente invención	
S34	3	1200	910	55	55	530	4,5	F	11	92	0,011	470	38,0	Presente invención	
S35	3	1220	950	55	55	530	4,5	F	12	90	0,012	448	39,2	Presente invención	
S36	3	1220	860	55	55	530	4,5	F	11	93	0,010	484	37,0	Presente invención	
S37	3	1220	910	100	55	530	4,5	F	9	88	0,012	546	32,0	Presente invención	
S38	3	1220	910	30	55	530	4,5	F	12	92	0,009	463	37,5	Presente invención	
S39	3	1220	910	100	100	530	4,5	F	10	92	0,013	472	36,5	Presente invención	
S40	3	1220	910	70	5	530	4,5	F	11	92	0,008	465	37,1	Presente invención	
S41	3	1220	910	80	55	600	4,5	F	14	91	0,011	475	36,5	Presente invención	
S42	3	1220	910	50	55	300	4,5	F	8	92	0,011	487	34,2	Presente invención	
S43	28	1220	910	40	40	530	4,5	F	26	96	0,011	338	44,2	Acero comparativo	
S44	29	1220	910	40	40	530	4,5	F+P	10	71	0,011	621	24,1	Acero comparativo	
S45	30	1220	910	40	40	530	4,5	F	11	80	0,011	655	23,0	Acero comparativo	
S46	31	1220	910	40	40	530	4,5	F	21	92	0,011	412	38,0	Acero comparativo	
S47	32	1220	910	40	40	530	4,5	F+B	4	73	0,011	668	22,5	Acero comparativo	
S4B	33	1220	910	40	40	530	4,5	F+B	6	80	0,011	659	23,0	Acero comparativo	
S49	34	1220	910	40	40	530	4,5	F	9	91	0,011	551	24,8	Acero comparativo	
S50	35	1220	910	40	40	530	4,5	F	26	92	0,011	445	38,1	Acero comparativo	
S51	36	1220	910	90	40	500	4,5	F	10	91	0,011	520	24,8	Acero comparativo	
S52	37	1220	910	60	55	530	4,5	F	6	86	0,011	506	22,0	Acero comparativo	
S53	38	1220	910	40	40	530	4,5	F	12	95	0,000	402	44,5	Acero comparativo	
S54	39	1220	910	90	40	530	4,5	F+B	6	78	0,042	698	20,0	Acero comparativo	
S55	40	1180	910	25	2	670	4,5	F	14	91	0,002	447	40,1	Acero comparativo	
S56	41	1220	910	120	120	150	4,5	F+P	4	66	0,035	785	18,0	Acero comparativo	

[Tabla 2C]

Acero N.º	Componentes	Condiciones de producción					Grosor de la chapa de la chapa original laminada en	Microestructura de chapa original laminada en caliente			Nb disuelto	Caract. mecánicas		
		Paso de calentamiento de calentamiento	Enrollado de acabado	Enfriamiento		Temperatura de laminado en el		Microestructura	Tamaño medio de grano de cristal de ferrita	Fracción de área de ferrita		TS	EL	
		(°C)	(°C)	Tasa de enfriamiento I (°C/seg)	Tasa de enfriamiento II (°C/seg)	Temperatura de bobinado (°C)	(mm)	(-)	(µm)	%	(% en)	(MPa)	(%)	
S57	42	1220	910	40	40	530	4,5	F	7	91	0,011	489	32,0	Acero comparativo
S58	3	1220	910	120	120	260	4,5	F+B	4	68	0,011	613	23,4	Acero comparativo
S59	3	1220	950	25	4	580	4,5	F	23	96	0,004	440	39,0	Acero comparativo
S60	3	1220	910	120	100	530	4,5	F+B	4	80	0,011	642	24,1	Acero comparativo
S61	3	1150	910	40	40	580	4,5	F	12	92	0,004	452	38,5	Acero comparativo
S62	3	1230	990	40	40	530	4,5	F	14	92	0,003	458	37,5	Acero comparativo
S63	3	1230	810	40	40	530	4,5	F	26	91	0,011	489	21,0	Acero comparativo
S64	3	1230	910	180	100	400	4,5	F+B	4	74	0,011	673	24,3	Acero comparativo
S65	3	1230	910	7	15	530	4,5	F	14	94	0,003	459	38,0	Acero comparativo
S66	3	1230	910	30	135	450	4,5	F+B	7	81	0,011	652	23,0	Acero comparativo
S67	3	1230	910	30	4	580	4,5	F	11	92	0,003	453	38,9	Acero comparativo
S68	3	1230	910	30	55	690	4,5	F	14	95	0,003	502	35,1	Acero comparativo
S69	3	1230	880	120	120	150	4,5	F+B	4	71	0,012	663	23,5	Acero comparativo
S70	3	1220	860	55	55	530	4,5	F	12	92	0,011	466	37,6	Presente invención
S71	40	1180	890	30	30	580	4,5	F	14	92	0,002	447	40,1	Acero comparativo
S72	3	1220	900	55	55	530	4,5	F	12	92	0,011	466	37,6	Presente invención
S73	3	1220	900	55	55	530	4,5	F	12	92	0,011	466	37,6	Presente invención
S74	38	1220	910	30	55	530	4,5	F	12	94	0,000	402	44,5	Acero comparativo
S75	38	1220	910	30	55	530	4,5	F	12	94	0,000	402	44,5	Acero comparativo
S76	38	1220	910	30	55	530	4,5	F	12	94	0,000	402	44,5	Acero comparativo
S77	3	1230	910	7	15	530	4,5	F	14	94	0,003	459	38,0	Acero comparativo
S78	20	1150	910	20	20	600	4,5	F	21	93	0,004	441	39,0	Acero comparativo
S79	3	1220	900	55	55	530	4,5	F	12	92	0,011	466	37,6	Presente invención
S80	18	1220	910	55	55	530	4,5	F	14	91	0,008	493	35,6	Presente invención
S81	38	1220	910	30	55	530	4,5	F	12	94	0,000	402	44,5	Acero comparativo
S82	38	1220	910	30	55	530	4,5	F	12	94	0,000	402	44,5	Acero comparativo
S83	28	1220	910	40	40	530	4,5	F	26	96	0,011	338	44,2	Acero comparativo
S84	20	1150	900	20	20	600	4,5	F	21	93	0,004	441	39,0	Acero comparativo

[Tabla 3A]

Acero N. °	Agrietamiento en prensa	Oreja en prensa	Superficie rugosa	Dureza		Posición de medición de dureza	Cantidad de endurecimiento por trabajo Δ WHv	Tasa de endurecimiento por trabajo Δ R	Temperatura de tratamiento térmico	Dureza después del tratamiento térmico		Cantidad de endurecimiento después del tratamiento térmico Δ THv	Tasa de cambio de dureza después del tratamiento térmico Δ THv / Δ WHv	Resultado de la evaluación de la tasa de cambio de dureza después del tratamiento térmico	Acero comparativo
				Antes del trabajo en frío	Después del trabajo en frío					Hv	Hv (después del tratamiento térmico)				
S01	N	B	A	123	158	7	35	28	570	161	38	109	A	Presente invención	
S02	N	B	A	191	232	5	41	21	580	241	50	122	A	Presente invención	
S03	N	A	A	142	184	7	42	30	580	191	49	117	A	Presente invención	
S04	N	B	A	138	178	7	40	29	580	190	52	130	A	Presente invención	
S05	N	B	A	148	181	5	33	22	580	185	37	112	A	no dentro de las reivindicaciones	
S06	N	B	A	125	160	7	35	28	580	165	40	114	A	Presente invención	
S07	N	A	A	160	205	7	45	28	570	210	50	111	A	Presente invención	
S08	N	A	A	141	183	7	42	30	580	191	50	119	A	Presente invención	
S09	N	A	A	153	198	7	45	29	580	205	52	116	A	Presente invención	
S10	N	A	A	135	174	7	39	29	585	181	46	118	A	Presente invención	
S11	N	A	A	141	182	7	41	29	580	188	47	115	A	Presente invención	
S12	N	A	A	144	187	7	43	30	580	198	54	126	A	Presente invención	
S13	N	A	A	149	193	7	44	30	580	202	53	120	A	Presente invención	
S14	N	A	A	137	177	7	40	29	580	185	48	120	A	Presente invención	
S15	N	A	A	150	191	7	41	27	580	200	50	122	A	Presente invención	
S16	N	A	A	127	165	7	38	30	580	168	41	108	A	Presente invención	
S17	N	B	A	174	225	7	51	29	620	230	56	110	A	Presente invención	
S18	N	A	A	150	193	7	43	29	570	196	46	107	A	Presente invención	
S19	N	B	A	139	178	7	39	28	580	191	52	133	A	Presente invención	
S20	N	A	A	140	160	3	20	14	620	161	21	105	A	Presente invención	
S21	N	A	A	172	211	5	39	23	590	218	46	116	A	Presente invención	
S22	N	A	A	169	219	7	50	30	580	228	59	118	A	Presente invención	
S23	N	A	A	162	210	7	48	30	580	222	60	125	A	Presente invención	
S24	N	A	A	172	221	7	49	28	580	231	59	120	A	Presente invención	
S25	N	A	A	146	189	7	43	29	580	195	49	114	A	Presente invención	
S26	N	B	A	141	182	7	41	29	580	188	47	115	A	Presente invención	
S27	N	B	A	184	228	5	33	17	620	242	21	142	A	Presente invención	
S28	N	A	A	164	213	7	49	30	580	218	54	110	A	Presente invención	

[Tabla 3B]

Acero N.º	Dureza		Superficie rugosa	Agrietamiento en prensa	Oreja en prensa	Cantidad de endurecimiento por trabajo Δ WHV	Temperatura de tratamiento térmico		Dureza después del tratamiento térmico Hv (después del tratamiento térmico)	Cantidad de endurecimiento por trabajo Δ THv	Tasa de cambio de dureza después del tratamiento térmico Δ THv / Δ WHV		Resultado de la evaluación de la tasa de cambio de dureza después del tratamiento térmico	
	Antes del trabajo en frío	Después del trabajo en frío				(Hv)	(°C)	(%)			(Hv)	(%)		
S29	139	180	A	N	B	41	580	29	190	51	124	A	Presente invención	
S30	179	232	A	N	B	53	580	30	236	57	108	A	Presente invención	
S31	145	188	A	N	A	43	580	30	196	51	119	A	Presente invención	
S32	140	180	A	N	A	40	560	29	187	47	118	A	Presente invención	
S33	150	194	A	N	A	44	580	29	202	52	118	A	Presente invención	
S34	143	185	A	N	A	42	580	29	205	62	148	A	Presente invención	
S35	137	174	A	N	A	37	580	27	184	47	127	A	Presente invención	
S36	148	190	A	N	B	42	580	28	195	47	112	A	Presente invención	
S37	167	211	A	N	A	44	580	26	235	68	155	A	Presente invención	
S38	141	181	A	N	A	40	570	28	185	44	110	A	Presente invención	
S39	144	185	A	N	A	41	580	28	195	51	124	A	Presente invención	
S40	142	182	A	N	A	40	580	28	188	46	115	A	Presente invención	
S41	145	187	A	N	A	42	580	29	192	47	112	A	Presente invención	
S42	149	190	A	N	A	41	590	28	211	62	151	A	Acero comparativo	
S43	120	152	B	N	B	32	580	27	123	3	9	B	Acero comparativo	
S44	-	-	-	E,S	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo	
S45	-	-	-	E,S	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo	
S46	126	163	B	N	B	37	580	29	170	44	119	A	Acero comparativo	
S47	-	-	-	E	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo	
S48	-	-	-	E	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo	
S49	-	-	-	S	-	-	*	-	-	-	-	-	Acero comparativo	
S50	136	176	B	N	B	40	590	29	188	52	130	A	Acero comparativo	
S51	-	-	-	S	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo	
S52	-	-	-	S	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo	
S53	123	158	A	N	A	35	580	28	128	5	14	B	Acero comparativo	
S54	-	-	-	S	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo	
S55	136	175	A	N	B	39	580	29	152	16	41	B	Acero comparativo	
S56	-	-	-	E,S	-	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención	

[Tabla 3C]

Acero N.º	Agrietamiento en prensa	Oreja en prensa	Superficie rugosa	Dureza		Posición de medición de dureza	Cantidad de endurecimiento por trabajo Δ WHv	Tasa de endurecimiento por trabajo		Temperatura de tratamiento térmico	Dureza después del tratamiento térmico Hv (después del Hv)	Cantidad de endurecimiento después del tratamiento térmico Δ THv	Tasa de cambio de dureza después del tratamiento térmico Δ THv / Δ WHv		Resultado de la evaluación de la tasa de cambio de dureza después del tratamiento térmico	
				Antes del trabajo en frío	Después del trabajo en frío			Δ R	(%)		(Hv)	(Hv)	(%)	Δ THv / Δ WHv		
S57	N	D	A	149	193	7	44	30	30	580	181	32	73		B	Acero comparativo
S58	E	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
S59	N	A	B	134	173	7	39	29	29	580	138	4	10		B	Acero comparativo
S60	E,S	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
S61	N	C	A	138	177	7	39	28	28	580	165	27	69		B	Acero comparativo
S62	N	B	A	140	182	7	42	30	30	580	154	14	33		B	Acero comparativo
S63	E,S	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
S64	E	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
S65	N	A	A	140	180	7	40	29	29	670	158	16	45		B	Acero comparativo
S66	E	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Acero comparativo
S67	N	B	A	138	174	7	36	26	26	580	155	17	47		B	Acero comparativo
S68	N	B	A	153	198	7	45	29	29	590	175	22	49		B	Acero comparativo
S69	E,S	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	Presente invención
S70	N	B	A	142	184	7	42	30	30	600	182	40	95		A	Acero comparativo
S71	N	B	A	136	175	7	39	29	29	600	141	5	13		B	Presente invención
S72	N	A	A	142	237	25	95	67	67	580	241	99	104		A	Presente invención
S73	N	A	A	142	254	35	112	79	79	580	256	114	102		A	Acero comparativo
S74	N	A	A	123	205	25	82	67	67	580	130	7	9		B	Acero comparativo
S75	N	A	A	123	266	35	143	116	116	580	128	5	3		B	Acero comparativo
S76	N	A	A	123	142	5	19	15	15	580	125	2	11		B	Acero comparativo
S77	N	A	A	140	248	35	108	77	77	570	251	111	103		A	Acero comparativo
S78	N	A	A	135	227	25	92	68	68	580	232	97	105		A	Presente invención
S79	N	A	A	142	184	7	42	30	30	640	175	33	79		B	Presente invención
S80	N	A	A	150	193	7	43	29	29	645	173	23	53		B	Acero comparativo
S81	N	A	A	123	205	25	82	67	67	640	125	2	2		B	Acero comparativo
S82	N	A	A	123	142	5	19	15	15	640	124	1	5		B	Acero comparativo
S83	N	A	B	120	152	7	32	27	27	640	121	1	3		B	Acero comparativo
S84	N	A	A	135	175	7	40	30	30	580	161	26	65		B	Acero comparativo

5 El(los) modo(s) de realización de la presente invención se ha(n) descrito anteriormente, mientras que la presente invención no se limita a los ejemplos ilustrados. Un experto en la técnica puede encontrar diversas alteraciones y modificaciones dentro del alcance de las reivindicaciones adjuntas, y debe entenderse que, naturalmente, entrarán dentro del alcance técnico de la presente invención.

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminada en caliente que consta de componentes químicos de, en % en masa,

C: 0,040-0,150 %,

Si: 0,001-0,08 %,

5 Mn: 0,10-1,50 %,

P: 0,001-0,050 %,

S: 0-0,020 %,

Al: 0,010-0,050 %,

N: 0,0010-0,0060 %,

10 Nb: 0,008-0,035 %,

Cu: 0-0,10 %,

Ni: 0-0,10 %,

Cr: 0-0,02 %,

Mo: 0-0,020 %,

15 V: 0-0,020 %,

Ca: 0-0,0100 %,

B: 0-0,0050 % y

el resto: Fe e impurezas,

en el que

20 la chapa de acero laminada en caliente contiene 0,005-0,030 % de Nb disuelto,

una fracción de área de la estructura de ferrita en una estructura metálica es del 85 % o más, el resto de la estructura metálica es una estructura de cementita y/o perlita, y un tamaño medio de grano de cristal de ferrita es igual o superior a 5 µm e igual o inferior a 20 µm,

25 el grosor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente es igual o superior a 2,0 mm e igual o inferior a 9,0 mm,

la resistencia a la tracción de la chapa de acero laminada en caliente es igual o superior a 400 MPa e igual o inferior a 640 MPa, y

el alargamiento (%) de la chapa de acero laminada en caliente es del 25,0 % o más,

30 en el que la resistencia a la tracción (MPa) y el alargamiento (%) se miden sobre la base de "Materiales metálicos-Prueba de tracción" de JIS Z 2241 (2011).

2. Un material de acero que comprende la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la reivindicación 1,

en el que la chapa de acero laminada en caliente presenta una ΔHv (%) del 80 % o más,

35 en el que la ΔHv (%) es la tasa de cambio en la dureza Vickers de una porción central del grosor de chapa cuando el trabajo en frío y el tratamiento térmico del calentamiento a 560 a 620 °C durante 120 minutos se realizan secuencialmente en la chapa de acero laminada en caliente con respecto a la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del trabajo en frío,

en el que la tasa de cambio en la ΔHv (%) de la dureza Vickers se expresa mediante la siguiente fórmula (δ)

$$\Delta H_v (\%) = \Delta TH_v / \Delta WH_v \times 100 \quad (\delta),$$

40 en el que la cantidad de endurecimiento ΔTHv después del tratamiento térmico se expresa mediante la siguiente fórmula (γ)

$$\Delta TH_v = H_v \text{ (después del tratamiento térmico)} - H_v \text{ (antes del trabajo en frío)} \quad (\gamma),$$

y la cantidad de trabajo endurecido ΔWH_v se expresa mediante la siguiente fórmula (α)

$$\Delta WH_v = H_v \text{ (después del trabajo en frío)} - H_v \text{ (antes del trabajo en frío)} \quad (\alpha),$$

5 en la que la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa antes del trabajo en frío de la chapa de acero laminada en caliente es H_v (antes del trabajo en frío), la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del trabajo en frío es H_v (después del trabajo en frío), y la dureza Vickers de la porción central del grosor de chapa después del tratamiento térmico de la chapa de acero laminada en caliente que se ha sometido a trabajo en frío es H_v (después del tratamiento térmico), y

10 en la que la dureza Vickers del centro del grosor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente se mide con un peso de 100 g (0,9807 N) usando un medidor de dureza micro Vickers en "Dureza Vickers-Procedimiento de prueba" especificado en JIS Z 2244 (2009).

3. El material de acero que comprende la chapa de acero laminada en caliente de acuerdo con la reivindicación 2, en el que la tasa de endurecimiento por trabajo ΔR (%) en el trabajo en frío es inferior al 30 %,

15 en el que la tasa de endurecimiento por trabajo ΔR (%) expresa el grado de trabajo en frío y se expresa mediante la siguiente fórmula (β)

$$\Delta R (\%) = \Delta WH_v / H_v \text{ (antes del trabajo en frío)} \times 100 \quad (\beta),$$

en el que ΔWH_v y H_v (antes del trabajo en frío) son como se define en la reivindicación 2.

4. Un procedimiento para producir una chapa de acero laminada en caliente, que comprende:

20 calentar una losa a 1200 °C o superior e igual o inferior a 1300 °C; realizar el laminado de acabado del laminado de acabado a una temperatura de laminado de acabado igual o superior a 860 °C e igual o inferior a 950 °C;

realizar el enfriamiento a una tasa media de enfriamiento igual o superior a 30 °C/seg e igual o inferior a 100 °C/seg desde la temperatura de laminado de acabado hasta 800 °C;

realizar el enfriamiento a una tasa media de enfriamiento igual o superior a 5 °C/seg e igual o inferior a 100 °C/seg desde 800 °C hasta una temperatura de bobinado; y

25 realizar el bobinado a una temperatura de bobinado igual o superior a 300 °C e igual o inferior a 600 °C para producir la chapa de acero laminada en caliente,

en el que la losa consta de componentes químicos de, en % en masa,

C: 0,040-0,150 %,

Si: 0,001-0,08 %,

30 Mn: 0,10-1,50 %,

P: 0,001-0,050 %,

S: 0-0,020 %,

Al: 0,010-0,050 %,

N: 0,0010-0,0060 %,

35 Nb: 0,008-0,035 %,

Cu: 0-0,10 %,

Ni: 0- 0,10 %,

Cr: 0-0,02 %,

Mo: 0-0,020 %,

40 V: 0-0,020 %,

Ca: 0-0,0100 %,

B: 0-0,0050 % y

el resto: Fe e impurezas,

5 la chapa de acero laminada en caliente contiene 0,005-0,030 % de Nb disuelto, y una fracción de área de la estructura de ferrita en una estructura metálica es del 85 % o más, el resto de la estructura metálica es una estructura de cementita y/o perlita, y un tamaño medio de grano de cristal de la ferrita es igual o superior a 5 μm e igual o inferior a 20 μm .