

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 688 729**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/08	(2006.01)
B21D 22/20	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/14	(2006.01)
C21D 6/02	(2006.01)	C22C 38/16	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)	C22C 38/30	(2006.01)
C23C 2/28	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **23.04.2015 PCT/JP2015/002212**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **29.10.2015 WO15162932**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **23.04.2015 E 15783795 (6)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **22.08.2018 EP 3135788**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente para piezas en bruto laminadas a medida, piezas en bruto laminadas a medida y método para la producción de estas**

30 Prioridad:

23.04.2014 JP 2014088778
23.04.2014 JP 2014088779

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
06.11.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

YOKOI, TATSUO;
SAKURADA, EISAKU;
SUGIURA, NATSUKO y
FUKUI, KIYOYUKI

74 Agente/Representante:

PONS ARIÑO, Ángel

ES 2 688 729 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 para piezas en bruto laminadas a medida, piezas en bruto laminadas a medida y método para la producción de estas

5

Campo técnico

La presente invención se refiere a una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida, una pieza en bruto laminada a medida y métodos para la producción de estas.

10

Técnica antecedente

En los últimos años, los pesos de los diversos componentes que constituyen los automóviles se están reduciendo con el objetivo de mejorar el consumo de combustible de los automóviles. El método de reducción del peso varía en función de los requisitos de rendimiento para los respectivos componentes. Por ejemplo, en cuanto a un componente de bastidor, el adelgazamiento de pared se lleva a cabo mediante la potenciación de la resistencia de una placa de acero. En cuanto a un componente de panel, se toman medidas, tales como la sustitución de una placa de acero con una placa de metal ligero, tal como una aleación de Al.

15

20

Sin embargo, una placa de metal ligero, tal como una aleación de Al, es cara en comparación con una placa de acero. Por lo tanto, la utilización de placas de metal ligero se limita principalmente a automóviles de lujo. Las exigencias de los automóviles están cambiando de los países desarrollados a los países emergentes y se espera que a partir de ahora existan exigencias de lograr reducciones de peso y reducciones de precios. Por consiguiente, en cuanto a cada componente, independientemente de la zona, existe la necesidad de lograr una resistencia aumentada usando una placa de acero y una reducción de peso mediante el adelgazamiento de pared.

25

Cuando el adelgazamiento de pared se lleva a cabo de manera exhaustiva, resulta necesario ajustar, de manera meticulosa, el espesor de la placa y la calidad del material de las partes componentes de cada zona. Sin embargo, en este caso, el número de componentes aumenta y el coste de producción se eleva. Desde el punto de vista de la potenciación de la precisión de la forma del cuerpo y la mejora de la productividad y similares, resulta preferible que el número de componentes sea lo más pequeño posible.

30

La aplicación de piezas en bruto a medida se lleva a cabo como un método que, en la medida de lo posible, puede ajustar, de manera meticulosa, el espesor de la placa y la calidad del material de cada zona y también reducir el número de componentes.

35

La expresión "pieza en bruto a medida" se refiere a un material de partida de prensa en el que una pluralidad de placas de acero se une en conjunto de acuerdo con el fin. La utilización de una pieza en bruto a medida hace que sea posible alterar, parcialmente, las características de un material de partida individual y también reducir el número de componentes. Una pieza en bruto a medida se produce, normalmente, mediante la soldadura en conjunto de una pluralidad de placas de acero. Los ejemplos del método de soldadura incluyen soldadura por láser, soldadura plástica continua, soldadura por plasma y soldadura por inducción de alta frecuencia.

40

Las piezas en bruto a medida producidas mediante soldadura de esta manera se denominan "piezas en bruto soldadas a medida". La tecnología relacionada con las piezas en bruto soldadas a medida se propone en, por ejemplo, la publicación de solicitud de patente japonesa n.º 7-290182 (Literatura de patente 1) y la publicación de solicitud de patente japonesa n.º 8-174246 (Literatura de patente 2).

45

De acuerdo con la tecnología desvelada en las Literaturas de patente 1 y 2, las tiras de acero de diferentes espesores se empalman en la dirección de ancho y se sueldan mediante soldadura por láser o similares. Sin embargo, en caso de que se produzcan piezas en bruto soldadas a medida mediante la aplicación de estas tecnologías, si hay un defecto de soldadura en una parte de una zona de soldadura, en algunos casos, se presentan grietas en la zona de soldadura en un proceso de prensado que es posterior al proceso de soldadura. Además, incluso cuando una zona de soldadura no tiene un defecto de soldadura, se produce una diferencia de dureza entre una zona de soldadura y una parte de metal de base y se presentan partes socavadas de soldadura. En tal caso, en un proceso de formación en prensa posterior, en algunos casos, la tensión se concentra en la zona de soldadura durante el trabajo en prensa y se presentan grietas en una parte de la zona de soldadura.

50

55

Tal como se ha descrito anteriormente, cuando se sueldan placas de acero en conjunto de diferentes resistencias que tienen espesores de placa diferentes mediante el uso de un proceso de soldadura que, actualmente, se encuentra en uso práctico, tal como la soldadura por láser, soldadura plástica continua, soldadura por arco o soldadura de alta frecuencia, resulta difícil hacer que la calidad de la zona de soldadura sea uniforme y es probable que se produzca un defecto de soldadura.

60

Por lo tanto, las piezas en bruto laminadas a medida se han propuesto como otro tipo de pieza en bruto a medida que no utiliza soldadura. Una pieza en bruto laminada a medida es una placa de acero de espesor variable sobre la

65

que se ha llevado a cabo un adelgazamiento de pared mediante laminado. La tecnología relacionada con las piezas en bruto laminadas a medida se desvela en la publicación de solicitud de patente japonesa n.º 11-192502 (Literatura de patente 3), la publicación de solicitud de patente japonesa n.º 2006-272440 (Literatura de patente 4), la publicación de solicitud internacional n.º WO 2008/068352 (Literatura de patente 5) y la publicación de solicitud internacional n.º WO 2008/104610 (Literatura de patente 6).

De acuerdo con la tecnología analizada en la Literatura de patente 3, se lamina una tira de acero con rodillos de trabajo de una forma especial para producir una tira de acero en la que el espesor de placa varía en la dirección de ancho. Sin embargo, cuando se utiliza esta tecnología, resulta necesario preparar una pluralidad de rodillos de trabajo de un solo uso que correspondan a la forma de la tira de acero para una pieza en bruto a medida.

De acuerdo con la tecnología analizada en la Literatura de patente 4, se produce una placa de acero de espesor variable sin usar rodillos de trabajo de una forma especial. De manera específica, al menos en una localización en una parte intermedia en la dirección longitudinal del espesor de la placa, el laminado se realiza mediante el cambio del ajuste de una posición de reducción de laminado, de manera que el espesor de la placa cambie en una forma cónica dentro de un intervalo de longitud predeterminado, a fin de producir, de este modo, una pieza en bruto laminada a medida. Sin embargo, en la Literatura de patente 4, no existe ningún análisis con respecto a la composición química y la microestructura y similares de una tira de acero que se usará para una pieza en bruto laminada a medida.

En las Literaturas de patente 5 y 6, se desvelan una composición química de una placa de acero para una pieza en bruto laminada a medida y un método para la producción de una placa de acero para una pieza en bruto laminada a medida. De acuerdo con la tecnología desvelada en las Literaturas de patente 5 y 6, mediante el uso de una tira de acero que tiene una composición química específica, el laminado se realiza al tiempo que se controla el espacio entre rodillos, de manera que el espesor de la placa cambia en la dirección de laminado. Después del laminado, se realiza un tratamiento térmico y el límite elástico de una parte de pared espesa de la pieza en bruto laminada a medida se iguala o supera el límite elástico de una parte de pared delgada.

De acuerdo con la tecnología desvelada en la publicación de solicitud internacional n.º WO 2010/137317 (Literatura de patente 7), una placa de acero que tiene una composición química específica se somete a laminado en caliente en condiciones específicas para producir una placa de acero laminada en caliente. El laminado en frío se realiza a una reducción de espesor del 0,1 al 5,0 % sobre una placa de acero laminada en caliente para producir una placa de acero laminada en frío. Un tratamiento térmico se realiza en condiciones específicas sobre la placa de acero laminada en frío para producir una placa de acero de alta resistencia que es excelente en cuanto a las propiedades de alargamiento.

El documento EP 2 692 894 A1 desvela una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia del tipo que contiene bainita. La chapa de acero, que contiene C: de más del 0,07 hasta el 0,2 %, Si: del 0,001 al 2,5 %, Mn: del 0,01 al 4 %, P: el 0,15 % o menos, S: el 0,03 % o menos, N: el 0,01 % o menos, Al: del 0,001 al 2 % y un resto que se compone de Fe e impurezas, tiene un valor promedio de densidades polares del grupo de orientación {100}<011> a {223}<110> en una parte de centro de espesor de chapa, que es un intervalo de 5/8 a 3/8 en espesor de chapa desde la superficie de la chapa de acero, que es de 4,0 o menos y una densidad polar de la orientación de cristal {332}<113> que es de 4,8 o menos, un diámetro de grano de cristal promedio que es de 10 µm o menos y una VTrs que es de -20 °C o inferior y una microestructura que se compone del 35 % o menos en una fracción estructural de ferrita proeutectoide y un resto de una fase de generación por transformación a baja temperatura.

LISTA DE CITAS

LITERATURA DE PATENTE

Literatura de patente 1: publicación de solicitud de patente japonesa n.º 7-290182
 Literatura de patente 2: publicación de solicitud de patente japonesa n.º 8-174246
 Literatura de patente 3: publicación de solicitud de patente japonesa n.º 11-192502
 Literatura de patente 4: publicación de solicitud de patente japonesa n.º 2006-272440
 Literatura de patente 5: publicación de solicitud internacional n.º WO 2008/068352
 Literatura de patente 6: publicación de solicitud internacional n.º WO 2008/104610
 Literatura de patente 7: publicación de solicitud internacional n.º WO 2010/137317
 Literatura de patente 8: publicación de solicitud de patente japonesa n.º 2004-317203

LITERATURA NO DE PATENTE

Literatura no de patente 1: G. K. Williams y W. H. Hall: Act. Metall., 1 (1953), 22
 Literatura no de patente 2: G. K. Williams y R. E. Smallman: Philos. Mag., 8 (1956), 34
 Literatura no de patente 3: T. Tsuchiyama: Heat Treatment 42 (2002), 163

Sin embargo, de acuerdo con la tecnología desvelada en las Literaturas de patente 5 y 6, si la resistencia de la tira

de acero es alta, aumenta la fuerza de reacción del laminado durante el laminado en frío. En tal caso, se requieren una carga de instalación excesiva y un aumento en el número de operaciones de laminado y similares con el fin de formar una parte de pared delgada mediante laminado. Por consiguiente, disminuye la productividad. La precisión del espesor de la placa y la precisión de la forma también disminuyen. Además, cuando el límite elástico de una parte de pared espesa es igual a o superior al límite elástico de una parte de pared delgada, aunque se considere preferible en términos de facilidad de uso después del prensado, si la diferencia entre el límite elástico de una parte de pared espesa y una parte de pared delgada es demasiado grande, se concentrará una deformación en la parte de pared delgada durante la formación en frío (prensado en frío o similares) y es probable que se produzca una fractura. Además, incluso aunque se realice un laminado en frío de aproximadamente el 5 %, como en el caso de la tecnología descrita en la Literatura de patente 7, no puede obtenerse la diferencia de espesor de placa entre una parte de pared espesa y una parte de pared delgada que se requiere en una pieza en bruto laminada a medida.

Sumario de la invención

Un objetivo de la presente invención es proporcionar una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida que sea capaz de producir una pieza en bruto laminada a medida que tenga una resistencia a la tracción de 590 MPa o más y sea excelente en cuanto a la capacidad de formación en frío, una pieza en bruto laminada a medida producida usando la placa de acero laminada en caliente y métodos para la producción de estas.

Una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la presente realización tiene una composición química que consiste en, en % en masa, C: del 0,03 al 0,1 %, Si: el 1,5 % o menos, Mn: del 1,0 al 2,5 %, P: el 0,1 % o menos, S: el 0,02 % o menos, Al: del 0,01 al 1,2 %, N: el 0,01 % o menos, Ti: del 0,015 al 0,15 %, Nb: del 0 al 0,1 %, Cu: del 0 al 1 %, Ni: del 0 al 1 %, Mo: del 0 al 0,2 %, V: del 0 al 0,2 %, Cr: del 0 al 1 %, W: del 0 al 0,5 %, Mg: del 0 al 0,005 %, Ca: del 0 al 0,005 %, metal de tierra rara: del 0 al 0,1 %, B: del 0 al 0,005 % y uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en Zr, Sn, Co y Zn en una cantidad total del 0 al 0,05 %, con el resto que es Fe e impurezas, y que cumple la Fórmula (1) y tiene una microestructura que contiene, en términos de relación de área, el 20 % o más de bainita, con el 50 % o más, en términos de relación de área, del resto que es ferrita. En una posición de profundidad que es equivalente a la mitad del espesor de una placa desde una superficie de la placa de acero laminada en caliente, el valor promedio de las densidades polares de un grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ que consiste en las orientaciones de cristal $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{335\}\langle 110 \rangle$ y $\{223\}\langle 110 \rangle$ es de cuatro o menos y la densidad polar de una orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ es de 4,8 o menos. En una posición de profundidad que es equivalente a un octavo del espesor de la placa desde la superficie de la placa de acero laminada en caliente, la densidad polar de una orientación de cristal $\{110\}\langle 001 \rangle$ es de 2,5 o más. Además, la densidad numérica de los carbonitruros finos de Ti que tienen un diámetro de partícula de 10 nm o menos en la placa de acero laminada en caliente es de $1,0 \times 10^{17}$ por cm^3 y la cantidad de endurecimiento por coacción es de 15 MPa o más.

$$[\text{Ti}] - 48/14 \times [\text{N}] - 48/32 \times [\text{S}] \geq 0 \quad (1)$$

En la que el contenido (% en masa) de un elemento correspondiente se sustituye por cada símbolo de un elemento en la Fórmula (1).

En una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la presente realización, el espesor de placa cambia en una forma cónica en una dirección de laminado. La pieza en bruto laminada a medida incluye una parte de pared espesa y una parte de pared delgada que es más delgada que la parte de pared espesa. En la pieza en bruto laminada a medida, la relación de una dureza promedia $H_{\text{tmáx}}$ de la parte de pared más espesa en la que el espesor de la placa es el más espeso respecto a una dureza promedia $H_{\text{tmín}}$ de la parte de pared más delgada en la que el espesor de la placa es el más delgado se encuentra en un intervalo de más de 1,0 hasta 1,5. Además, la densidad de dislocación promedia de la parte de pared más delgada es de $1 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ o menos y la densidad numérica de los carbonitruros finos de Ti que tienen un diámetro de partícula de 10 nm o menos es de más de 2×10^{17} por cm^3 .

Un método para la producción de una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la presente realización incluye: una etapa de calentamiento a no menos de una temperatura $\text{SRT}_{\text{mín}}$ definida por la Fórmula (2) de una plancha que contiene, en % en masa, C: del 0,03 al 0,1 %, Si: el 1,5 % o menos, Mn: del 1,0 al 2,5 %, P: el 0,1 % o menos, S: el 0,02 % o menos, Al: del 0,01 al 1,2 %, N: el 0,01 % o menos, Ti: del 0,015 al 0,15 %, Nb: del 0 al 0,1 %, Cu: del 0 al 1 %, Ni: del 0 al 1 %, Mo: del 0 al 0,2 %, V: del 0 al 0,2 %, Cr: del 0 al 1 %, W: del 0 al 0,5 %, Mg: del 0 al 0,005 %, Ca: del 0 al 0,005 %, metal de tierra rara: del 0 al 0,1 %, B: del 0 al 0,005 % y uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en Zr, Sn, Co y Zn en una cantidad total del 0 al 0,05 %, con el resto que es Fe e impurezas, y que cumple la Fórmula (1); una etapa de producción de una barra de desbaste mediante la realización del laminado de desbaste con una reducción de espesor global del 60 al 90 % con respecto a la plancha que se calienta y, durante el laminado de desbaste, mediante la realización de una pasada de laminado o más a una reducción de espesor del 20 % o más, cuando la temperatura de la plancha es de 1050 a 1150 °C; una etapa de producción de una placa de acero mediante el inicio del laminado de acabado con respecto a la barra de desbaste dentro de los 150 segundos posteriores a la finalización del laminado de desbaste y la realización del laminado de acabado en el que la temperatura de la barra

de desbaste, cuando se inicia el laminado de acabado, se encuentra en un intervalo de 1000 °C a menos de 1080 °C, la reducción de espesor global se ajusta en un intervalo del 75 al 95 %, la reducción de espesor total en las dos pasadas finales se ajusta al 30 % o más, la temperatura de finalización del laminado de acabado se ajusta en un intervalo de una temperatura de transformación Ar₃ a 1000 °C y la relación de forma SR que se define mediante la
 5 Fórmula (3) se ajusta a 3,5 o más; una etapa de inicio del enfriamiento de la placa de acero dentro de los tres segundos posteriores a la finalización del laminado de acabado, ajuste de la temperatura de suspensión de enfriamiento a 600 °C o menos y ajuste de la velocidad de enfriamiento promedia hasta la temperatura de suspensión de enfriamiento de 15 °C por segundo o más para enfriar de este modo la placa de acero y realización
 10 de una longitud de difusión acumulativa total L_{total}, que se define mediante la Fórmula (4), en un período de tiempo hasta el inicio del bobinado, después de que la temperatura de la placa de acero supere la temperatura de transformación Ar₃, de 0,15 μm o menos; y una etapa de bobinado de la placa de acero después del enfriamiento a una temperatura de bobinado de 600 °C o menos.

$$15 \quad [Ti]-48/14 \times [N]-48/32 \times [S] \geq 0 \% \quad (1)$$

$$SRT_{\min} = 10780 / \{5,13 - \log([Ti] \times [C])\} - 273 \quad (2)$$

$$SR = ld/hm \quad (3)$$

$$20 \quad L_{\text{total}} = \sum \sqrt{D(T) \Delta t_L} \quad (4)$$

En las que el contenido (% en masa) de un elemento correspondiente se sustituye por cada símbolo de un elemento en la Fórmula (1) y la Fórmula (2). En la Fórmula (3), "ld" representa la longitud de un arco de contacto entre un rodillo de laminado que realiza una reducción de laminado final en el laminado de acabado y la placa de acero y se define mediante la siguiente fórmula.
 25

$$ld = \sqrt{L \times (h_{\text{in}} - h_{\text{out}}) / 2}$$

En la que L (mm) representa el diámetro del rodillo de laminado, h_{in} representa el espesor de placa (mm) de la placa de acero en un lado de entrada del rodillo de laminado y h_{out} representa el espesor de placa (mm) de la placa de acero en un lado de salida del rodillo de laminado y en la que hm se define mediante la siguiente fórmula.
 30

$$hm = (h_{\text{in}} + h_{\text{out}}) / 2$$

En la Fórmula (4), Δt_L representa el período de tiempo hasta que el bobinado se inicia, después de que la temperatura de la placa de acero supere la temperatura de transformación Ar₃, y es un período de tiempo muy pequeño de 0,2 segundos. D(T) representa el coeficiente de difusión de volumen de Ti a T °C y se define mediante la siguiente fórmula, en la que el coeficiente de difusión de Ti se representa mediante D₀, la energía de activación se representa mediante Q y la constante de gas se representa mediante R.
 35
 40

$$D(T) = D_0 \times \text{Exp}\{-Q/R(T+273)\}$$

Un método para la producción de una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la presente realización usa la placa de acero laminada en caliente mencionada anteriormente. El presente método para la producción de una
 45 pieza en bruto laminada a medida incluye una etapa de producción de una placa de acero laminada en frío mediante la realización del laminado en frío sobre una placa de acero laminada en caliente al tiempo que se cambia la reducción de espesor dentro de un intervalo de más del 5 % hasta el 50 %, de manera que el espesor de la placa cambia en una forma cónica en una dirección longitudinal de la placa de acero laminada en caliente y una etapa de realización de un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación sobre la placa de acero laminada en frío.
 50 En el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, la temperatura de calentamiento más alta T_{máx} es de 600 a 750 °C, el período de tiempo de mantenimiento t_K (s) a 600 °C o más cumple la Fórmula (5) con respecto a la temperatura de calentamiento más alta T_{máx}, y el índice de calentamiento térmico IN definido mediante la Fórmula (6) es de 16500 a 19500.

$$55 \quad 530 - 0,7 \times T_{\text{máx}} \leq t_K \leq 3600 - 3,9 \times T_{\text{máx}} \quad (5)$$

$$IN = (T_n + 273)(\log(t_n/3600) + 20) \quad (6)$$

En la que t_n (s) en la Fórmula (6) se define mediante la Fórmula (7).
 60

$$t_n/3600 = 10^X + \Delta t_{IN}/3600 \quad (7)$$

En la que $X = ((T_{n-1}+273)/(T_n+273))(\log(t_{n-1}/3600)+20)-20$. Además, $t_1 = \Delta t_{IN}$ y Δt_{IN} es de un segundo.

$T_n(^{\circ}C)$ en la Fórmula (6) se define mediante la Fórmula (8).

$$T_n = T_{n-1} + \alpha \Delta t_{IN} \quad (8)$$

En la que α representa la velocidad de aumento de temperatura o la velocidad de enfriamiento ($^{\circ}C/s$) a la temperatura T_{n-1} .

10 Mediante el uso de la placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la presente realización, puede producirse una pieza en bruto laminada a medida que tenga una alta resistencia y sea excelente en cuanto a la capacidad de formación en frío.

Breve descripción de los dibujos

15 [FIG. 1A] La FIG. 1A es un diagrama esquemático del espacio de Euler que toma las variables angulares ϕ_1 , ϕ_2 y Φ como coordenadas rectangulares en una ODF (función de distribución de orientación).

[FIG. 1B] La FIG. 1B es una vista que ilustra las principales posiciones de orientación del cristal sobre una sección $\phi_2 = 45^{\circ}$ en el espacio de Euler mostrado en la FIG. 1A.

20

Descripción de las realizaciones

Los presentes inventores estudiaron la relación entre la capacidad de formación en frío y la calidad del material en la parte de pared más espesa y la parte de pared más delgada con respecto a diversas piezas en bruto laminadas a medida que cumplen las siguientes condiciones (a) a (e). Como resultado, se obtuvieron los hallazgos descritos a continuación.

25

(a) la realización del tratamiento térmico después del laminado en frío;

30

(b) la formación de una parte de pared espesa y una parte de pared delgada mediante el laminado en frío en el que la reducción de espesor es de más del 5 %;

(c) el espacio (distancia) entre una parte de pared espesa y una parte de pared delgada que es adyacente a la misma es de varios metros o menos;

(d) la existencia de una o una pluralidad de partes de pared espesa y partes de pared delgada; y

(e) el espesor de placa cambia en una forma cónica en una dirección de laminado.

35

Un tratamiento térmico que se realiza después del laminado en frío que se describe en el anterior (a) mejora la ductilidad mediante la precipitación fina de precipitados en el acero para hacer que actúe el endurecimiento por precipitación y también la reducción de la densidad de dislocación en el acero. Este tratamiento térmico se denomina "tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación".

40

Los presentes inventores llevaron a cabo, en primer lugar, estudios con respecto a la capacidad de formación en frío de piezas en bruto laminadas a medida. De manera específica, los presentes inventores prepararon piezas en bruto a medida en las que el espesor de placa variaba en la dirección de laminado (Muestra 1) y piezas en bruto a medida en las que variaba el límite elástico en la dirección de laminado (Muestra 2). Se realizaron un ensayo de formación por estiramiento esférico y un ensayo de extrusión de cilindro rectangular sobre cada muestra.

45

Los resultados de ensayo mostraron que, en cada ensayo que usa la Muestra 1, la pieza en bruto a medida se fracturó en una parte de pared delgada. Además, la altura de formación era inferior a la de una placa de acero que tenía un espesor de placa idéntico al de una parte de pared delgada de la Muestra 1 y en la que el espesor de la placa es constante. En cada ensayo que usa la Muestra 2, se fracturó una parte que tenía baja resistencia. Además, la altura de formación de la misma era inferior a la de una placa de acero que tenía un límite elástico idéntico al de una parte de alta resistencia de la Muestra 2 y en la que el límite elástico es uniforme.

50

Basándose en los resultados de ensayo descritos anteriormente, se considera que, cuando se realiza un proceso de formación en frío sobre una pieza en bruto que incluye partes que tienen diferentes resistencias a la deformación entre sí, se concentra una deformación en una parte en la que la resistencia a la deformación aparente es baja y es probable que la pieza en bruto se fracture antes de formarse de manera adecuada. Por lo tanto, resulta necesario aumentar la resistencia de una parte de pared delgada que tenga una baja resistencia a la deformación.

55

60 A continuación, los presentes inventores realizaron un ensayo más detallado con respecto a una placa de acero de espesor variable en el que la relación (TH_{min}/TH_{max}) de un espesor de placa TH_{min} de una parte de pared delgada respecto a un espesor de placa TH_{max} de una parte de pared espesa fue de 0,6 o menos. Como resultado, se obtuvieron los siguientes hallazgos. Si la relación ($H_{tmáx}/H_{tmín}$) de una dureza promedia $H_{tmáx}$ de la parte de pared más espesa respecto a una dureza promedia $H_{tmín}$ de la parte de pared más delgada se encuentra en un intervalo de más de 1,0 a 1,5, resulta difícil que se produzca la concentración de deformación en el momento de un proceso

65

de formación. Por consiguiente, se obtiene una excelente capacidad de formación en frío tanto en el ensayo de formación por estiramiento esférico como en el ensayo de extrusión de cilindro rectangular. De manera más específica, si la relación de $H_{\text{tmáx}}/H_{\text{tmín}}$ se encuentra en un intervalo de más de 1,0 a 1,5, la altura de formación de una placa de acero que tiene un espesor de placa que es igual a la parte de pared más delgada y en la que el espesor de placa es uniforme y que también tiene una dureza promedio que es igual a la dureza promedio $H_{\text{tmín}}$ de la parte de pared más delgada se mantiene a aproximadamente el 80 %.

Además, en caso de que la densidad de dislocación promedio de la parte de pared más delgada de una pieza en bruto laminada a medida sea superior a $1 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$, no puede obtenerse una suficiente capacidad de formación en frío. Esto se debe a que no resulta posible recuperarse de la presión introducida en una pieza en bruto laminada a medida mediante el laminado en frío mediante la realización del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación que se realiza posteriormente. Por consiguiente, la densidad de dislocación promedio en la parte de pared más delgada de la pieza en bruto laminada a medida se ajusta en $1 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ o menos.

Asimismo, en la pieza en bruto laminada a medida, en caso de que la densidad numérica n_1 de los carbonitruros finos de Ti (Ti(C, N)) que tienen un diámetro de partícula de 10 nm o menos sea de 2×10^{17} por cm^3 o menos, el endurecimiento por precipitación es insuficiente y no se obtiene una resistencia diana. Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros finos de Ti es superior a 2×10^{17} por cm^3 .

A fin de obtener una pieza en bruto laminada a medida que cumpla las condiciones descritas anteriormente, los presentes inventores estudiaron las condiciones requeridas para una placa de acero laminada en caliente que sirve como material de partida para una pieza en bruto laminada a medida.

De manera específica, se preparó una plancha que tiene una composición química que consiste en el 0,06 % de C, el 0,15 % de Si, el 1,9 % de Mn, el 0,01 % de P, el 0,002 % de S, el 0,035 % de Al, el 0,09 % de Ti, el 0,035 % de Nb y el 0,004 % de N. Mediante el uso de la plancha, se produjeron, usando diversas condiciones de producción, una pluralidad de placas de acero laminadas en caliente para una pieza en bruto laminada a medida en la que la microestructura, la densidad numérica de los carbonitruros de Ti, la estructura de agregado y el espesor de placa fueron diferentes. Posteriormente, mediante el uso de las placas de acero laminadas en caliente que se produjeron, basándose en el supuesto de uso de las piezas en bruto laminadas a medida, se realizó el laminado en frío y se produjeron placas de acero laminadas en frío. La reducción de espesor en el laminado en frío se encontraba en un intervalo de más del 5 al 50 %. El tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación se realizó en diversas condiciones de producción sobre las placas de acero laminadas en frío que se produjeron, a fin de producir, de este modo, piezas en bruto laminadas a medida. Las muestras se extrajeron de las placas de acero laminadas en caliente descritas anteriormente, las placas de acero laminadas en frío y las piezas en bruto laminadas a medida y se examinaron la microestructura, el estado de precipitado y la estructura de agregado. Como resultado, se obtuvieron los hallazgos descritos a continuación.

[Con respecto a la microestructura de la placa de acero laminada en caliente]

Con respecto a la microestructura de la placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida, en caso de que la relación de área de bainita sea menor que el 20 %, el resto es principalmente ferrita. Sin embargo, cuando una placa de acero laminada en caliente que tiene tal microestructura se produce mediante un método normal para la producción de una placa de acero laminada en caliente, la transformación en ferrita de la austenita avanza durante el enfriamiento después del laminado de acabado. En este caso, mediante el uso de la diferencia en la solubilidad de Ti, C y N entre la austenita y la ferrita como fuerza impulsora, los carbonitruros de Ti se someten a precipitación, la ferrita se somete a endurecimiento por precipitación y la resistencia de la placa de acero laminada en caliente se vuelve demasiado alta. Si la resistencia de la placa de acero laminada en caliente es demasiado alta, la fuerza de reacción del laminado aumenta en el laminado en frío. Por consiguiente, se reduce la precisión dimensional (precisión del espesor de placa y precisión del ancho de placa) de la pieza en bruto laminada a medida y disminuye la capacidad de formación en frío. Por otro lado, si se plantea un caso en el que el endurecimiento por precipitación de los carbonitruros de Ti se encuentra en un estado de sobreenvjecimiento y la resistencia de la placa de acero laminada en caliente es baja, los carbonitruros de Ti no se someterán al endurecimiento por precipitación mediante un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación que es un proceso posterior. Si la microestructura de una placa de acero laminada en caliente contiene el 20 % o más de bainita, se puede suprimir un aumento excesivo de la resistencia de la placa de acero laminada en caliente y se potencia la capacidad de formación en frío de la placa de acero laminada en caliente.

[Con respecto al precipitado (carbonitruros de Ti) en la placa de acero laminada en caliente]

Además, resulta preferible una menor cantidad de carbonitruros de Ti en una placa de acero laminada en caliente. Si una gran cantidad de carbonitruros de Ti precipitan en la placa de acero laminada en caliente, tal como se ha descrito anteriormente, la resistencia de la placa de acero laminada en caliente se volverá demasiado alta debido al endurecimiento por precipitación. En tal caso, disminuirá la capacidad de formación en frío. Cuando la cantidad de carbonitruros de Ti en una placa de acero laminada en caliente es pequeña, Ti, C y N se encuentran en un estado de solución sólida o los carbonitruros de Ti están en forma de agrupamiento. En este caso, el endurecimiento por

precipitación no se produce en la placa de acero laminada en caliente y aumenta el alargamiento a la rotura. Como resultado, la fuerza de reacción del laminado disminuye durante el laminado en frío y se potencia la capacidad de formación en frío. De manera específica, se obtiene una excelente capacidad de formación en frío cuando la densidad numérica de los carbonitruros finos de Ti que tienen un diámetro de partícula de 10 nm o menos es de $1,0 \times 10^{17}$ por cm^3 y la cantidad de endurecimiento por coacción (a continuación, denominada "cantidad de BH") es de 15 MPa o más.

La expresión "carbonitruros de Ti en forma de agrupamiento" se refiere a carbonitruros de Ti de una forma indefinida en los que la estructura cristalina no es una estructura de NaCl y la forma no es una forma de placa. Los carbonitruros de Ti en forma de agrupamiento son un agregado en el que, en términos del número de átomos, el número de átomos de Ti es de 100 a 200. Los carbonitruros de Ti en forma de agrupamiento son difíciles de observar con un microscopio electrónico de transmisión debido a que no se forma una estructura de NaCl transparente y los carbonitruros de Ti pueden definirse como un agrupamiento si se reconoce un agregado de Ti del número de átomos y C, N descrito anteriormente usando una AP en 3D. Las muestras de ensayo de película delgada para un microscopio electrónico de barrido y las muestras de ensayo para una AP en 3D se extraen de la misma muestra y una pluralidad de muestras de cada una se observan con un aumento de 5 veces o más. En tal momento, si no se reconoce un precipitado transparente con el microscopio electrónico de transmisión en la mayoría de las muestras observadas con un aumento de 5 veces y el número de átomos de Ti es de 100 a 200 y los átomos de Ti y los átomos de C se observan en las mismas coordenadas usando una AP en 3D, se puede determinar que los carbonitruros de Ti son carbonitruros de Ti en forma de agrupamiento.

[Con respecto a la estructura de agregado de la placa de acero laminada en caliente]

La capacidad de formación en frío puede potenciarse mediante el cumplimiento de los siguientes puntos con respecto a una estructura de agregado en una placa de acero laminada en caliente.

En un intervalo de profundidades de cinco octavos a tres octavos del espesor de placa desde la superficie de una placa de acero laminada en caliente (a continuación, este intervalo se denomina "interior"), el valor promedio de las densidades polares D1 de un grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ que consiste en las respectivas orientaciones de cristal $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{335\}\langle 110 \rangle$ y $\{223\}\langle 110 \rangle$ está constituido de cuatro o menos y la densidad polar D2 de una orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ está constituido de 4,8 o menos.

En pocas palabras, en el interior de la placa de acero laminada en caliente, la orientación de cristal se realiza de la manera más aleatoria posible. En caso de que el valor promedio de las densidades polares D1 del grupo de orientación $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ sea de cuatro o menos y la densidad polar D2 de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ sea de 4,8 o menos, disminuye la anisotropía en el plano de la resistencia a la tracción y el alargamiento a la rotura. De manera específica, el valor de $|\Delta r|$, que es un índice de la anisotropía en el plano de la resistencia a la tracción y el alargamiento a la rotura, es de 0,6 o menos. De manera específica, en caso de que el promedio de la resistencia a la tracción en la dirección de laminado, la dirección de ancho de la placa y una dirección que se inclina en 45° con respecto a la dirección de laminado sea de 720 MPa, la desviación típica para las tres direcciones es de 12 MPa o menos. Además, en caso de que el promedio del alargamiento a la rotura en las tres direcciones sea del 17 %, la desviación típica para las tres direcciones es del 0,8 % o menos. Debido a que disminuye la anisotropía en el plano, aumentan la precisión del espesor de placa y la precisión del ancho de placa y se potencia la capacidad de formación en frío.

Por otro lado, en una capa externa en un intervalo desde la superficie de la placa de acero laminada en caliente hasta una profundidad equivalente a tres octavos del espesor de placa, la densidad polar D3 de una orientación de cristal $\{110\}\langle 001 \rangle$ se ajusta a 2,5 o más.

En pocas palabras, mientras que la orientación de cristal en el interior se realiza de la manera más aleatoria posible, sobre la capa externa, una proporción ocupada por una orientación de cristal $\{110\}\langle 001 \rangle$, que es una orientación de cristal específica, aumenta lo máximo posible. En la composición química de la presente realización, los granos de la orientación de cristal $\{110\}\langle 001 \rangle$ no son susceptibles de someterse a endurecimiento por trabajo. Cuando se produce una pieza en bruto laminada a medida, la reducción de espesor cambia parcialmente durante el laminado en frío para producir una parte de pared espesa y una parte de pared delgada en la placa de acero. Por consiguiente, la reducción de espesor durante el laminado en frío difiere entre una parte de pared espesa y una parte de pared delgada. Si las reducciones de espesor son diferentes, la cantidad de presión que se introduce también será diferente. Por lo tanto, se presenta una diferencia en el endurecimiento por trabajo entre una parte de pared espesa y una parte de pared delgada y, por tanto, se presenta una diferencia en la dureza. Es probable que se presente una diferencia en la dureza, en particular, entre las partes de capa externa de una parte de pared espesa y una parte de pared delgada.

Tal como se ha descrito anteriormente, los granos de la orientación de cristal $\{110\}\langle 001 \rangle$ no son susceptibles de someterse a endurecimiento por trabajo. Además, tal como se describe a continuación, en la presente realización, la velocidad de laminado en frío se encuentra en un intervalo de más del 5 % al 50 %. En este caso, incluso después

del laminado en frío, la orientación de cristal {110}<001> permanece en la capa externa. Por consiguiente, si la densidad polar D3 de la orientación de cristal {110}<001> es de 2,5 o más, puede reducirse la diferencia de dureza entre una parte de pared espesa y una parte de pared delgada de la pieza en bruto laminada a medida y pueden suprimirse las variaciones en la dureza. Como resultado, aumentan la precisión del espesor de placa y la precisión del ancho de placa y se mejora la capacidad de formación en frío.

Si una pieza en bruto laminada a medida se produce mediante el sometimiento de la placa de acero laminada en caliente mencionada anteriormente a un laminado en frío en el que la reducción de espesor se encuentra en un intervalo de más del 5 % al 50 % y la realización del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación en las condiciones que se describen más adelante, se obtiene la relación de dureza HR mencionada anteriormente (= $H_{tm\acute{a}x}/H_{tm\acute{i}n}$ = más de 1,0 a 1,5) en la pieza en bruto laminada a medida que se produce. Además, la densidad de dislocación promedio de la parte de pared más delgada es de $1 \times 10^{14} m^{-2}$ o menos y la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti, para los que un diámetro equivalente de círculo es de 0,5 a 10 nm, es de más de 2×10^{17} por cm^3 .

Una placa de acero laminada en caliente de la presente realización que se completó basándose en los hallazgos descritos anteriormente es una placa de acero laminada en caliente que se usa para una pieza en bruto laminada a medida. La placa de acero laminada en caliente tiene una composición química que consiste en, en % en masa, C: del 0,03 al 0,1 %, Si: el 1,5 % o menos, Mn: del 1,0 al 2,5 %, P: el 0,1 % o menos, S: el 0,02 % o menos, Al: del 0,01 al 1,2 %, N: el 0,01 % o menos, Ti: del 0,015 al 0,15 %, Nb: del 0 al 0,1 %, Cu: del 0 al 1 %, Ni: del 0 al 1 %, Mo: del 0 al 0,2 %, V: del 0 al 0,2 %, Cr: del 0 al 1 %, W: del 0 al 0,5 %, Mg: del 0 al 0,005 %, Ca: del 0 al 0,005 %, metal de tierra rara: del 0 al 0,1 %, B: del 0 al 0,005 % y uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en Zr, Sn, Co y Zn en una cantidad total del 0 al 0,05 %, con el resto que es Fe e impurezas, y que cumple la Fórmula (1) y tiene una microestructura que contiene, en términos de relación de área, el 20 % o más de bainita, con el 50 % o más, en términos de relación de área, del resto que es ferrita. En una posición de profundidad que es equivalente a la mitad del espesor de una placa desde una superficie de la placa de acero laminada en caliente, el valor promedio de las densidades polares de un grupo de orientación {100}<011> a {223}<110> que consiste en las orientaciones de cristal {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {113}<110>, {112}<110>, {335}<110> y {223}<110> es de cuatro o menos y la densidad polar de una orientación de cristal {332}<113> es de 4,8 o menos. En una posición de profundidad que es equivalente a un octavo del espesor de la placa desde la superficie de la placa de acero laminada en caliente, la densidad polar de una orientación de cristal {110}<001> es de 2,5 o más. Además, la densidad numérica de los carbonitruros finos de Ti que tienen un diámetro de partícula de 10 nm o menos entre los carbonitruros de Ti en la placa de acero laminada en caliente es de $1,0 \times 10^{17}$ por cm^3 y la cantidad de endurecimiento por cocción es de 15 MPa o más.

$$[Ti]-48/14 \times [N]-48/32 \times [S] \geq 0 \quad (1)$$

En la que el contenido (% en masa) de un elemento correspondiente se sustituye por cada símbolo de un elemento en la Fórmula (1).

La composición química descrita anteriormente de la placa de acero laminada en caliente puede contener uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en Nb: del 0,005 al 0,1 %, Cu: del 0,005 al 1 %, Ni: del 0,005 al 1 %, Mo: del 0,005 al 0,2 %, V: del 0,005 al 0,2 %, Cr: del 0,005 al 1 % y W: del 0,01 al 0,5 %. La composición química descrita anteriormente también puede contener uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en Mg: del 0,0005 al 0,005 %, Ca: del 0,0005 al 0,005 % y metal de tierra rara: del 0,0005 al 0,1 %. La composición química descrita anteriormente también puede contener B: del 0,0002 al 0,005 %. La composición química puede contener uno o más tipos de elementos seleccionados entre el grupo que consiste en Zr, Sn, Co y Zn en una cantidad total del 0,005 al 0,05 %.

En una realización que usa una pieza en bruto laminada a medida producida usando la placa de acero laminada en caliente mencionada anteriormente, el espesor de placa cambia en una forma cónica en una dirección de laminado. La pieza en bruto laminada a medida presente incluye una parte de pared espesa y una parte de pared delgada que es más delgada que la parte de pared espesa. En la pieza en bruto laminada a medida, la relación de una dureza promedio $H_{tm\acute{a}x}$ de la parte de pared más espesa en la que el espesor de la placa es el más espeso respecto a una dureza promedio $H_{tm\acute{i}n}$ de la parte de pared más delgada en la que el espesor de la placa es el más delgado se encuentra en un intervalo de más de 1,0 hasta 1,5. La densidad de dislocación promedio de la parte de pared más delgada es de $1 \times 10^{14} m^{-2}$ o menos. La densidad numérica de los carbonitruros finos de Ti que tienen un diámetro de partícula de 10 nm o menos es de más de 2×10^{17} por cm^3 .

La pieza en bruto laminada a medida mencionada anteriormente puede incluir una capa galvanizada sobre la superficie de la misma.

Un método para la producción de una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la presente realización incluye: una etapa de calentamiento de una plancha que tiene la composición química descrita anteriormente y que cumple la Fórmula (1) a no menos de una temperatura SRT_{min}

definida por la Fórmula (2); una etapa de producción de una barra de desbaste mediante la realización del laminado de desbaste con una reducción global del 60 al 90 % con respecto a la plancha que se calienta y, durante el laminado de desbaste, mediante la realización de una pasada de laminado o más a una reducción del 20 % o más, cuando la temperatura de la plancha es de 1050 a 1150 °C; una etapa de producción de una placa de acero mediante el inicio del laminado de acabado con respecto a la barra de desbaste dentro de los 150 segundos posteriores a la finalización del laminado de desbaste y la realización del laminado de acabado en el que la temperatura de la barra de desbaste, cuando se inicia el laminado de acabado, se encuentra en un intervalo de 1000 °C a menos de 1080 °C, la reducción global se ajusta en un intervalo del 75 al 95 %, la reducción total en las dos pasadas finales se ajusta al 30 % o más, la temperatura de finalización del laminado de acabado se ajusta en un intervalo de una temperatura de transformación Ar_3 a 1000 °C y la relación de forma SR que se define mediante la Fórmula (3) se ajusta a 3,5 o más; una etapa de inicio del enfriamiento de la placa de acero dentro de los tres segundos posteriores a la finalización del laminado de acabado, ajuste de la temperatura de suspensión de enfriamiento a 600 °C o menos y ajuste de la velocidad de enfriamiento promedia hasta la temperatura de suspensión de enfriamiento de entre 15 °C por segundo y 150 °C por segundo para enfriar de este modo la placa de acero y realización de una longitud de difusión acumulativa total L_{total} , que se define mediante la Fórmula (4), en un período de tiempo hasta el inicio del bobinado después de que la temperatura de la placa de acero supere la temperatura de transformación Ar_3 , de 0,15 μ m o menos; y una etapa de bobinado de la placa de acero después del enfriamiento a una temperatura de bobinado de 600 °C o menos.

$$[Ti]-48/14 \times [N]-48/32 \times [S] \geq 0 \% \quad (1)$$

$$SRT_{\min} = 10780 / \{5,13 - \log([Ti] \times [C])\} - 273 \quad (2)$$

$$SR = ld/hm \quad (3)$$

$$L_{total} = \sum \sqrt{D(T) \Delta t_L} \quad (4)$$

En la que el contenido (% en masa) de un elemento correspondiente se sustituye por cada símbolo de un elemento en la Fórmula (1) y la Fórmula (2). En la Fórmula (3), "ld" representa la longitud de un arco de contacto entre un rodillo de laminado que realiza una reducción de laminado final en el laminado de acabado y la placa de acero y se define mediante la siguiente fórmula.

$$ld = \sqrt{L \times (h_{in} - h_{out}) / 2}$$

En la que L (mm) representa el diámetro del rodillo de laminado, h_{in} representa el espesor de placa (mm) de la placa de acero en un lado de entrada del rodillo de laminado y h_{out} representa el espesor de placa (mm) de la placa de acero en un lado de salida del rodillo de laminado y en la que hm se define mediante la siguiente fórmula.

$$hm = (h_{in} + h_{out}) / 2$$

En la Fórmula (4), Δt_L representa el período de tiempo hasta que el bobinado se inicia, después de que la temperatura de la placa de acero supere la temperatura de transformación Ar_3 , y es un período de tiempo muy pequeño de 0,2 segundos. D(T) representa el coeficiente de difusión de volumen de Ti a T °C y se define mediante la siguiente fórmula, en la que el coeficiente de difusión de Ti se representa mediante D_0 , la energía de activación se representa mediante Q y la constante de gas se representa mediante R.

$$D(T) = D_0 \times \text{Exp}\{-Q/R(T+273)\}$$

El método para la producción de una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la presente realización usa la placa de acero laminada en caliente mencionada anteriormente. El presente método para la producción de una pieza en bruto laminada a medida incluye: una etapa de producción de una placa de acero laminada en frío mediante la realización del laminado en frío sobre la placa de acero laminada en caliente al tiempo que se cambia la reducción dentro de un intervalo de más del 5 % al 50 %, de manera que el espesor de la placa cambia en una forma cónica en una dirección longitudinal de la placa de acero laminada en caliente; y una etapa de realización de un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación sobre la placa de acero laminada en frío. En el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, la temperatura de calentamiento más alta T_{\max} es de 600 a 750 °C, el período de tiempo de mantenimiento t_K (s) a 600 °C o más cumple la Fórmula (5) con respecto a la temperatura de calentamiento más alta T_{\max} , y el índice de calentamiento térmico IN definido mediante la Fórmula (6) es de 16500 a 19500.

$$530 - 0,7 \times T_{\max} \leq t_K \leq 3600 - 3,9 \times T_{\max} \quad (5)$$

$$IN = (T_n + 273)(\log(t_n/3600) + 20) \quad (6)$$

En la que t_n (s) en la Fórmula (6) se define mediante la Fórmula (7).

$$t_n/3600 = 10^X + \Delta t_{IN}/3600 \quad (7)$$

En la que $X = ((T_{n-1} + 273)/(T_n + 273))(\log(t_{n-1}/3600) + 20) - 20$. Además, $t_1 = \Delta t_{IN}$ y Δt_{IN} es de un segundo.

T_n (°C) en la Fórmula (6) se define mediante la Fórmula (8).

$$T_n = T_{n-1} + \alpha \Delta t_{IN} \quad (8)$$

En la que α representa la velocidad de aumento de temperatura o la velocidad de enfriamiento (°C/s) a la temperatura T_{n-1} .

El método descrito anteriormente para la producción de una pieza en bruto laminada a medida puede incluir, adicionalmente, una etapa de realización de un tratamiento de galvanizado antes de la etapa de calentamiento de la plancha, antes de la etapa de enfriamiento de la placa de acero después del laminado de acabado, antes de la etapa de bobinado de la placa de acero que se enfría o después de la etapa de realización de un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación. El presente método para la producción de una pieza en bruto laminada a medida puede incluir, adicionalmente, una etapa de realización de un tratamiento de aleación a entre 450 y 600 °C después de la realización del tratamiento de galvanizado.

Mediante el uso de la placa de acero laminada en caliente de la presente realización, se puede obtener una pieza en bruto laminada a medida que tenga una resistencia a la tracción de 590 MPa o más y que tenga una excelente capacidad de formación en frío. La pieza en bruto laminada a medida puede usarse para usos, tales como componentes de bastidor de automóviles, así como elementos de placa internos, elementos estructurales y elementos de bajos de carrocería con respecto a los que se exige un alto nivel de rendimiento con respecto a la energía de absorción de colisión, rigidez, resistencia a la fatiga y similares.

A continuación, se describen con detalle la placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida y una pieza en bruto laminada a medida que se produce usando la placa de acero laminada en caliente.

[Placa de acero laminada en caliente para pieza en bruto laminada a medida]

[Composición química]

La composición química de la placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida de la presente realización contiene los siguientes elementos. A continuación, el símbolo "%" con respecto al contenido de cada elemento denota el porcentaje de masa.

C: del 0,03 al 0,1 %

El carbono (C) aumenta la resistencia del acero mediante el fortalecimiento estructural. Además, cuando se produce una pieza en bruto laminada a medida usando la presente placa de acero laminada en caliente, C se enlaza con Ti para formar carbonitruros de Ti y aumenta la resistencia de una pieza en bruto laminada a medida mediante el endurecimiento por precipitación. Si el contenido de C es demasiado bajo, no se obtienen los efectos anteriores y la resistencia a la tracción de la pieza en bruto laminada a medida será menor que 590 MPa. Por otro lado, si el contenido de C es demasiado alto, la resistencia se vuelve demasiado alta y disminuye el alargamiento de la placa de acero laminada en caliente. Por consiguiente, el contenido de C se encuentra en un intervalo del 0,03 al 0,1 %. Un límite inferior preferible del contenido de C es del 0,06 %. Un límite superior preferible del contenido de C es del 0,09 %.

Si: el 1,5 % o menos

El silicio (Si) está contenido de manera inevitable. Si se disuelve en el acero para aumentar la resistencia del acero. Si también mejora el equilibrio entre la resistencia a la tracción y el alargamiento. Sin embargo, si el contenido de Si es demasiado alto, se forma una cascarilla de tipo rayas de tigre y se deterioran las propiedades de superficie de la placa de acero laminada en caliente. En este caso, disminuye la productividad de un tratamiento de decapado que se realiza con el objetivo de retirar la cascarilla. Si las propiedades de superficie de la placa de acero laminada en caliente se deterioran, la capacidad de tratamiento químico también disminuirá y, por tanto, disminuirá la resistencia a la corrosión después del recubrimiento de la pieza en bruto laminada a medida. Por consiguiente, el contenido de Si es del 1,5 % o menos (no incluyendo el 0 %). Un límite inferior preferible del contenido de Si es del 0,02 %. En este caso, así como los efectos descritos anteriormente, la aparición de defectos de cascarilla, tal como se tipifican mediante los defectos de cascarilla de tipo pez y la cascarilla en forma de husillo, también puede suprimirse. Un

límite superior preferible del contenido de Si es del 0,07 %. En este caso, se puede suprimir, adicionalmente, la aparición de cascarillas de tipo rayas de tigre.

Mn: del 1,0 al 2,5 %

5 El manganeso (Mn) contribuye al fortalecimiento en solución sólida del acero y también aumenta la capacidad de endurecimiento del acero. Si el contenido de Mn es demasiado bajo, la resistencia del acero será demasiado baja y la resistencia a la tracción será menor que 590 MPa. Por otro lado, si el contenido de Mn es demasiado alto, es probable que se produzca la segregación y disminuirán la capacidad de trabajo y la capacidad de formación en
10 prensa. Por consiguiente, el contenido de Mn es del 1,0 al 2,5 %. Un intervalo adecuado del contenido de Mn depende de la resistencia a la tracción. Un contenido de Mn preferible en una pieza en bruto laminada a medida que tiene una resistencia a la tracción de 590 a 700 MPa es del 1,0 al 1,8 %. Un contenido de Mn preferible en una pieza en bruto laminada a medida que tiene una resistencia a la tracción de 700 a 900 MPa es del 1,6 al 2,2 %. Un
15 contenido de Mn preferible en una pieza en bruto laminada a medida que tiene una resistencia a la tracción de 900 MPa o más es del 2,0 al 2,5 %,

Mn también suprime la producción del craqueo en caliente causado por S. En caso de que sea insuficiente el contenido de un elemento distinto de Mn para la supresión de la producción del craqueo en caliente causado por S, la relación del contenido de Mn ([Mn]) con respecto al contenido de S ([S]) ($[Mn]/[S]$) es preferentemente de 20 o
20 más.

P: el 0,1 % o menos

25 El fósforo (P) está contenido de manera inevitable. P contribuye al fortalecimiento en solución sólida del acero. Sin embargo, si el contenido de P es demasiado alto, disminuye la capacidad de trabajo y la capacidad de soldadura de la placa de acero. Por consiguiente, el contenido de P es del 0,1 % o menos (no incluyendo el 0 %). Un límite inferior preferible del contenido de P es del 0,005 %. Un límite superior preferible del contenido de P es del 0,02 %.

S: el 0,02 % o menos

30 El azufre (S) es una impureza que está contenida de manera inevitable. S genera inclusiones, tales como MnS, y reduce la capacidad de formación con brida elástica de acero y también provoca el craqueo durante el laminado en caliente. Por consiguiente, el contenido de S es del 0,02 % o menos (no incluyendo el 0 %). Un límite superior preferible del contenido de S es del 0,005 %. En este caso, aumenta la capacidad de soldadura y la estabilidad de
35 producción durante la colada y durante el laminado en caliente. Preferentemente, el contenido de S es lo más bajo posible. Sin embargo, cuando se tienen en cuenta los costes de producción, un límite inferior del contenido de S es, por ejemplo, del 0,0001 %.

Al: del 0,01 al 1,2 %

40 El aluminio (Al) desoxida el acero y reduce el oxígeno disuelto en el acero fundido. Por lo tanto, Al puede suprimir la formación de los óxidos de aleación que se forman mediante Ti, Nb, Mo y V que se enlazan con el oxígeno disuelto. Si el contenido de Al es demasiado bajo, no se obtiene este efecto. Por otro lado, si el contenido de Al es demasiado alto, es probable que se obstruya la boquilla distribuidora en el momento de la colada. Asimismo, si el contenido de
45 Al es demasiado alto, disminuirán las propiedades de capacidad de tratamiento químico y de chapado de zinc. Además, si el contenido de Al es demasiado alto, se generan una gran cantidad de inclusiones no metálicas, tales como alúmina, y disminuye la ductilidad local del acero. Por lo tanto, el contenido de Al se encuentra en un intervalo del 0,01 al 1,2 %. Un límite inferior preferible del contenido de A es del 0,02 %. En un caso de potenciación adicional de las propiedades de chapado de zinc y de tratamiento químico, un límite superior preferible del contenido de Al es
50 del 0,6 %. En un caso de supresión adicional de la generación de inclusiones no metálicas, tales como alúmina, un límite superior preferible del contenido de Al es del 0,3 %.

N: el 0,01 % o menos

55 El nitrógeno (N) es una impureza que está contenida de manera inevitable. N se enlaza con Ti, Nb y similares para formar nitruros. En este caso, si se forman nitruros, resulta difícil que Ti y Nb no presenten las acciones que se describen a continuación. Además, estos nitruros precipitan a alta temperatura y tienden a engrosarse fácilmente y es probable que actúen como punto de partida para el craqueo de rebabas. Por lo tanto, el contenido de N es del
60 0,01 % o menos (no incluyendo el 0 %).

Cabe destacar que, cuando se usa la pieza en bruto laminada a medida de la presente realización para un elemento en el que el deterioro por envejecimiento se convierte en un problema, un límite superior preferible del contenido de N es del 0,006 %. Además, cuando se usa la pieza en bruto laminada a medida de la presente realización con respecto a un elemento basándose en la premisa de que el elemento se someterá a trabajo después de dejarse
65 reposar a temperatura ambiente durante dos semanas o más después de la producción, un límite superior preferible del contenido de N es del 0,005 %. En caso de que se deje reposar la pieza en bruto laminada a medida en un

entorno de alta temperatura en verano o se exporte usando una embarcación marítima o similares a una zona localizada a través del ecuador, el límite superior preferible del contenido de N es menor que el 0,004 %.

Ti: del 0,015 al 0,15 %

5 Entre los diversos tipos de elementos de endurecimiento por precipitación, el titanio (Ti) es el elemento con la mayor capacidad de endurecimiento por precipitación. Esto se debe a que el Ti es el elemento en el que la diferencia entre la solubilidad en una fase γ (austenita) y una fase α (ferrita) es la más grande. En la presente realización, la precipitación de los carbonitruros de Ti (Ti(C, N)) en la placa de acero laminada en caliente se suprime al máximo y se hace que el Ti esté presente en un estado disuelto o en un estado de agrupamiento. El laminado en frío se realiza sobre la placa de acero laminada en caliente para producir un producto intermedio en la forma de una pieza en bruto laminada a medida. En tal momento, se introduce una gran cantidad de dislocaciones en el producto intermedio. El producto intermedio se somete al tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación para producir una pieza en bruto laminada a medida. En tal momento, los carbonitruros de Ti precipitan finamente sobre las dislocaciones y la pieza en bruto laminada a medida se somete a endurecimiento por precipitación. De esta manera, mejora la resistencia y el alargamiento de la pieza en bruto laminada a medida.

20 Cuando el contenido de Ti es demasiado bajo, la densidad numérica de los carbonitruros de Ti en la pieza en bruto laminada a medida es menor que 10^{10} por mm^3 y la resistencia a la tracción de la pieza en bruto laminada a medida después del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación es menor que 590 MPa. Por el contrario, si el contenido de Ti es demasiado alto, se satura el efecto descrito anteriormente y, además, es probable que se obstruya la boquilla distribuidora. Además, si el contenido de Ti es demasiado alto, la velocidad de recristalización de la austenita es baja durante el laminado en caliente y es probable que se desarrolle una estructura de agregado de la placa de acero laminada en caliente. En este caso, aumenta la anisotropía en el plano en la pieza en bruto laminada a medida después del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación. En este caso, debido a que disminuye la capacidad de formación en frío de la placa de acero laminada en caliente, se vuelve inferior la precisión del espesor de placa y la precisión del ancho de placa de la pieza en bruto laminada a medida. Por consiguiente, el contenido de Ti es del 0,015 al 0,15 %. Un límite superior preferible del contenido de Ti es del 0,12 %.

30 [Con respecto a la Fórmula (1)]

La composición química descrita anteriormente también cumple la Fórmula (1).

$$[\text{Ti}] - 48/14 \times [\text{N}] - 48/32 \times [\text{S}] \geq 0 \quad (1)$$

35 En la que el contenido (% en masa) del elemento correspondiente se sustituye por los respectivos símbolos de los elementos en la Fórmula (1).

40 Tal como se ha descrito anteriormente, el Ti precipita finamente en forma de carbonitruros de Ti (Ti(C, N)) cuando se somete a un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación y, por tanto, la pieza en bruto laminada a medida se somete a endurecimiento por precipitación y la resistencia a la tracción de la misma es de 590 MPa o más. Sin embargo, Ti tiene una alta afinidad con N y S. Por lo tanto, si el contenido de Ti es demasiado bajo con respecto al contenido de N y al contenido de S, se forman TiN y TiS sin formar carbonitruros de Ti. Dado que TiN y TiS son gruesos, TiN y TiS no contribuyen a la mejora de la resistencia del acero. Por lo tanto, Ti debe estar contenido en una cantidad tal que el Ti precipite de manera suficiente en la forma de carbonitruros de Ti.

50 F1 se define como igual a $[\text{Ti}] - 48/14 \times [\text{N}] - 48/32 \times [\text{S}]$. Si F1 es menor que 0, el contenido de Ti es demasiado bajo con respecto al contenido de N y al contenido de S en la placa de acero laminada en caliente. En este caso, incluso aunque se realice un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, que se describe más adelante, sobre la placa de acero laminada en caliente, resultará difícil que se formen carbonitruros de Ti. Por otro lado, si F1 es 0 o más, se contiene una cantidad suficiente de Ti para la precipitación en la forma de carbonitruros. En este caso, la resistencia de la pieza en bruto laminada a medida puede aumentarse hasta 590 MPa o más.

55 El resto de la composición química de la placa de acero laminada en caliente de la presente realización es Fe e impurezas. En este caso, el término "impurezas" se refiere a los componentes que están contenidos en una materia prima de mineral, chatarra o similares que se mezclan debido a otra causa, cuando se produce de manera industrial la placa de acero laminada en caliente.

60 La placa de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente realización puede contener, adicionalmente, uno o más tipos de los elementos seleccionados entre el grupo que consiste en Nb, Cu, Ni, Mo, V, Cr y W como sustituto para una parte de Fe. Cada uno de estos elementos es un elemento opcional. Cada uno de estos elementos aumenta la resistencia del acero.

Nb: del 0 al 0,1 %

65

5 El niobio (Nb) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. En caso de que esté contenido el Nb, el Nb aumenta la resistencia del acero mediante el endurecimiento por precipitación, de manera similar al Ti. Si está contenida incluso una pequeña cantidad de Nb, se obtiene el efecto descrito anteriormente. Sin embargo, si el contenido de Nb es demasiado alto, se satura el endurecimiento por precipitación y disminuye el alargamiento y la capacidad de trabajo. Por lo tanto, el contenido de Nb es del 0 al 0,1 %. Un límite inferior preferible del contenido de Nb para la obtención adicional, de manera eficaz, del efecto descrito anteriormente es del 0,005 % y más preferentemente del 0,02 %. Un límite superior preferible del contenido de Nb es del 0,05 %.

10 Cu: del 0 al 1 %

15 El cobre (Cu) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. En caso de que esté contenido el Cu, el Cu precipita de manera independiente y aumenta la resistencia del acero. Si está contenida incluso una pequeña cantidad de Cu, se obtiene el efecto descrito anteriormente. Sin embargo, si el contenido de Cu es demasiado alto, el acero se vuelve frágil durante el laminado en caliente. Por lo tanto, el contenido de Cu es del 0 al 1 %. Un límite inferior preferible del contenido de Cu para la obtención adicional, de manera eficaz, del efecto descrito anteriormente es del 0,005 %.

Ni: del 0 al 1 %

20 El níquel (Ni) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. En caso de que esté contenido el Ni, de manera similar al Mn, el Ni aumenta la capacidad de endurecimiento del acero y aumenta la resistencia del acero y también aumenta la tenacidad del acero. En caso de que esté contenido el Cu, el Ni también suprime la fragilidad en caliente del acero. Si está contenida incluso una pequeña cantidad de Ni, se obtiene el efecto descrito anteriormente. Sin embargo, si el contenido de Ni es demasiado alto, aumentan los costes de producción. Por lo tanto, el contenido de Ni es del 0 al 1 %. Un límite inferior preferible del contenido de Ni para la obtención adicional, de manera eficaz, del efecto descrito anteriormente es del 0,005 %.

Mo: del 0 al 0,2 %

30 V: del 0 al 0,2 %

35 El molibdeno (Mo) y el vanadio (V) son, cada uno, elementos opcionales y no es necesario que estén contenidos. En caso de que estén contenidos el Mo y el V, de manera similar al Ti y al Nb, el Mo y el V hacen que el acero se someta a endurecimiento por precipitación. Si está contenida incluso una pequeña cantidad de Mo y V, se obtiene el efecto descrito anteriormente. Sin embargo, si el contenido de Mo y V es demasiado alto, disminuye el alargamiento del acero. Por lo tanto, el contenido de Mo es del 0 al 0,2 % y el contenido de V es del 0 al 0,2 %. En cuanto a la obtención adicional, de manera eficaz, del efecto descrito anteriormente, un límite inferior preferible del contenido de Mo es del 0,005 % y un límite inferior preferible del contenido de V es del 0,005 %.

40 Cr: del 0 al 1 %

45 El cromo (Cr) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. En caso de que esté contenido el Cr, de manera similar al Mn, el Cr aumenta la capacidad de endurecimiento y aumenta la resistencia del acero y también aumenta la tenacidad del acero. Si está contenida incluso una pequeña cantidad de Cr, se obtiene el efecto descrito anteriormente. Sin embargo, si el contenido de Cr es demasiado alto, precipitan los carburos de aleación basados en Cr que se tipifican mediante $Cr_{23}C_6$. Si los carburos de aleación basados en Cr precipitan en el borde de grano, disminuye la capacidad de formación en prensa. Por lo tanto, el contenido de Cr es del 0 al 1 %. Un límite inferior preferible del contenido de Cr para la obtención adicional, de manera eficaz, del efecto descrito anteriormente es del 0,005 %.

50 W: del 0 al 0,5 %

55 El wolframio (W) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. En caso de que esté contenido el W, el W aumenta la resistencia del acero mediante el endurecimiento por precipitación o el fortalecimiento en solución sólida. Si está contenida incluso una pequeña cantidad de W, se obtiene el efecto descrito anteriormente. Sin embargo, si el contenido de W es demasiado alto, se satura el efecto descrito anteriormente y aumentan los costes de producción. Por lo tanto, el contenido de W es del 0 al 0,5 %. Un límite inferior preferible del contenido de W para la obtención adicional, de manera eficaz, del efecto descrito anteriormente es del 0,01 %.

60 La placa de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente realización puede contener, adicionalmente, uno o más tipos de los elementos seleccionados entre el grupo que consiste en Mg, Ca y metales de tierras raras (REM en inglés) como sustituto para una parte de Fe. Cada uno de estos elementos aumenta la capacidad de trabajo del acero.

65 Mg: del 0 al 0,005 %

Ca: del 0 al 0,005 %

Metal de tierra rara: del 0 al 0,1 %

- 5 El magnesio (Mg), el calcio (Ca) y los metales de tierras raras (REM) son, cada uno, elementos opcionales y no es necesario que estén contenidos. Si están contenidos, cada uno de estos elementos controla la forma de las inclusiones no metálicas. Las inclusiones no metálicas son los puntos de partida de las fracturas y reducen la capacidad de trabajo del acero. Por lo tanto, si se controla la forma de las inclusiones no metálicas, aumenta la capacidad de trabajo del acero. Si está contenida incluso una pequeña cantidad de estos elementos, se obtiene el efecto descrito anteriormente. Sin embargo, si el contenido de estos elementos es demasiado alto, se satura el efecto descrito anteriormente y aumentan los costes de producción. Por lo tanto, el contenido de Mg es del 0 al 0,005 %, el contenido de Ca es del 0 al 0,005 % y el contenido de REM es del 0 al 0,1 %. En cuanto a la obtención adicional, de manera eficaz, del efecto descrito anteriormente, un límite inferior preferible del contenido de Mg, un límite inferior preferible del contenido de Ca y un límite inferior preferible del contenido de REM son, cada uno, del 0,0005 %.

En la presente descripción, el término "REM" es un término genérico para un total de 17 elementos de Sc, Y y lantánidos y el término "contenido de REM" se refiere al contenido total de los elementos mencionados anteriormente. En muchos casos, los elementos de REM se añaden como un metal de Misch y están contenidos en forma compleja con un elemento, tal como La o Ce. Los metales, tales como La y Ce, también pueden añadirse como REM.

La placa de acero laminada en caliente de la presente realización puede contener, adicionalmente, B como sustituto para una parte de Fe.

25 B: del 0 al 0,005 %

El boro (B) es un elemento opcional y no es necesario que esté contenido. Si está contenido, el B potencia la capacidad de endurecimiento del acero y aumenta una fracción estructural de una fase de generación por transformación a baja temperatura que es una fase dura. Si está contenida incluso una pequeña cantidad de B, se obtiene, de manera eficaz, el efecto descrito anteriormente. Sin embargo, si el contenido de B es demasiado alto, se satura el efecto descrito anteriormente y aumentan, adicionalmente, los costes de producción. Por lo tanto, el contenido de B es del 0 al 0,005 %. Un límite inferior preferible del contenido de B para la obtención adicional, de manera eficaz, del efecto descrito anteriormente es del 0,0002 %. En una etapa de enfriamiento después de la colada continua, un límite inferior preferible del contenido de B para la supresión de la aparición de craqueo de plancha es del 0,0015 %.

La placa de acero laminada en caliente de la presente realización puede contener, adicionalmente, uno o más tipos de los elementos seleccionados entre el grupo que consiste en Zr, Sn, Co y Zn como sustituto para una parte de Fe.

40 Uno o más tipos de los elementos seleccionados entre el grupo que consiste en Zr, Sn, Co y Zn: del 0 al 0,05 % en total

El circonio (Zr), el estaño (Sn), el cobalto (Co) y el zinc (Zn) son, cada uno, elementos opcionales y no es necesario que estén contenidos. Si están contenidos, estos elementos aumentan la resistencia del acero mediante el fortalecimiento en solución sólida o el fortalecimiento por precipitación. Estos elementos también controlan la forma de los sulfuros y los óxidos para aumentar la tenacidad del acero. Si está contenida incluso una pequeña cantidad de estos elementos, se obtienen los efectos descritos anteriormente. Por otro lado, si el contenido total de estos elementos es demasiado alto, aumenta la ductilidad del acero. Por lo tanto, el contenido total de uno o más tipos de los elementos seleccionados entre el grupo que consiste en Zr, Sn, Co y Zn es del 0 al 0,05 %. Un límite inferior preferible del contenido de total de estos elementos es del 0,005 %. En caso de que esté contenido el Sn, si el contenido de Sn es demasiado alto, es probable que se presenten desperfectos en el acero durante el laminado en caliente. Por lo tanto, un límite superior preferible del contenido de Sn es del 0,03 %.

55 [Microestructura]

La microestructura de la placa de acero laminada en caliente de la presente realización contiene, en términos de relación de área, el 20 % o más de bainita y el resto es principalmente ferrita. En este caso, la expresión "el resto es principalmente ferrita" significa que la mitad (50 %) o más del resto, en términos de la relación de área, es ferrita. Además de la ferrita, el resto puede contener martensita, austenita retenida, perlita y similares. Preferentemente, la relación de área de la martensita en la microestructura es del 5 % o menos, la relación de área de la austenita retenida es del 2 % o menos y la relación de área de la perlita es del 2 % o menos. En este caso, aumenta la ductilidad local y se potencia la capacidad de formación con brida elástica.

65 Si la relación de área de la bainita en la microestructura es menor que el 20 %, la relación de área de la ferrita, que aumenta en cuanto a la resistencia mediante el fortalecimiento por precipitación, es demasiado alta y, por tanto,

disminuye la capacidad de formación en frío del acero. De manera específica, en caso de que se produzca una pieza en bruto laminada a medida usando una placa de acero laminada en caliente en la que la relación de área de la bainita es menor que el 20 %, aumenta la resistencia de la placa de acero durante el laminado en frío y aumenta la fuerza de reacción del laminado. En tal caso, disminuye la precisión dimensional (precisión del espesor de placa y precisión del ancho de placa) de la pieza en bruto laminada a medida y disminuye también la capacidad de formación en frío.

Asimismo, si la relación de área de la bainita es menor que el 20 %, en algunos casos, se presenta un estado de sobreenviejamiento en la placa de acero laminada en caliente. En tal caso, disminuye la resistencia de la placa de acero laminada en caliente. Por lo tanto, se mantiene la capacidad de formación en frío. Sin embargo, no se obtiene una mejora en cuanto a la resistencia de la placa de acero mediante el endurecimiento por precipitación durante un tratamiento térmico después del laminado en frío. Por lo tanto, en la microestructura de la placa de acero laminada en caliente, la relación de área de la bainita es del 20 % o más y el resto es principalmente ferrita.

En la presente realización, para disolver o agrupar el Ti en la placa de acero laminada en caliente, tal como se describe a continuación, la temperatura de bobinado CT se ajusta a 600 °C o menos. Esta temperatura de bobinado CT se acerca a la temperatura de transformación de la bainita para la composición química mencionada anteriormente. Por lo tanto, la microestructura de la placa de acero laminada en caliente de la presente realización contiene una gran cantidad de bainita y también incluye un gran número de dislocaciones (dislocaciones de transformación) que se introducen durante la transformación de la bainita. Una dislocación de transformación es un sitio de nucleación de los carbonitruros de Ti. Por lo tanto, se puede introducir incluso una cantidad pequeña del endurecimiento por precipitación mediante el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación.

La relación de área de la bainita puede ajustarse mediante el control de los antecedentes de enfriamiento durante el laminado en caliente. Un límite inferior preferible de la relación de área de la bainita es de más del 70 %. En este caso, la resistencia de la pieza en bruto laminada a medida puede potenciarse, adicionalmente, mediante el endurecimiento por precipitación y disminuye la cementita gruesa, para la que la capacidad de formación en frío es baja, en la microestructura. Por lo tanto, aumenta la capacidad de formación en frío. Un límite superior preferible de la relación de área de la bainita es del 90 %.

El término "ferrita", como resto en la microestructura que se ha mencionado anteriormente, se refiere a la ferrita poligonal (PF). De manera más específica, la ferrita poligonal es un grano cuya estructura interior no aparece mediante grabado al aguafuerte usando un reactivo nital y que también cumple la Fórmula $lq/dq < 3,5$ cuando la longitud circunferencial del grano diana está representada por lq y el diámetro equivalente de círculo del mismo está representado por dq .

[Método de medición de la relación de área de cada fase]

La relación de área de cada fase en la microestructura mencionada anteriormente se mide mediante el siguiente método. Se toma una muestra a partir de la placa de acero laminada en caliente. De la superficie total de la muestra, se toma una sección transversal de espesor de placa que es paralela a la dirección de laminado como superficie de observación. Después del pulido de la superficie de observación, la superficie de observación se somete a grabado al aguafuerte con nital. Un campo visual de 300 μm x 300 μm de la superficie de observación después del grabado al aguafuerte se fotografía usando un microscopio óptico para generar una fotografía estructural en una posición en una profundidad equivalente a un cuarto del espesor de placa. El análisis de imágenes se realiza sobre la fotografía estructural obtenida para determinar la relación de área de la ferrita (ferrita poligonal), la relación de área de la perlita y la relación de área total de la bainita y la martensita, respectivamente.

Además, se toma otra muestra a partir de la placa de acero laminada en caliente. De la superficie de la muestra, se toma una sección transversal de espesor de placa que es paralela a la dirección de laminado como superficie de observación. La superficie de observación se somete a una corrosión LePera después del pulido de la superficie de observación. Un campo visual de 300 μm x 300 μm de la superficie de observación después de la corrosión se fotografía usando un microscopio óptico para generar una fotografía estructural en una posición de profundidad equivalente a un cuarto del espesor de placa. El procesamiento de imágenes se realiza sobre la fotografía estructural obtenida para determinar la relación de área total de la austenita retenida y la martensita.

Además, se prepara una muestra diferente que se muele en superficie hasta una profundidad de un cuarto del espesor de placa desde una dirección normal de superficie de laminado. De la superficie de muestra completa, se realiza una medición de la difracción de rayos X con respecto a la superficie que se sometió a la molienda en superficie y, de este modo, se determina la relación de volumen de la austenita retenida. Dado que la relación de volumen de la austenita retenida es igual a la relación de área de la austenita retenida, la relación de volumen obtenida de la austenita retenida se define como la relación de área de la austenita retenida.

La relación de área de la bainita y la relación de área de la martensita se determinan basándose en la relación de área total de la bainita y la martensita, la relación de área de la austenita retenida y la martensita y la relación de área de la austenita retenida que se obtienen mediante el método descrito anteriormente.

Las respectivas relaciones de área de la ferrita, la bainita, la martensita, la austenita retenida y la perlita pueden determinarse mediante el método descrito anteriormente.

5 [Número de densidad numérica y cantidad de endurecimiento por coacción (cantidad de BH) de los carbonitruros finos de Ti en la placa de acero laminada en caliente]

10 Preferentemente, el Ti se disuelve o se encuentra en agrupamientos en la placa de acero laminada en caliente. En pocas palabras, resulta preferible que la cantidad de carbonitruros de Ti en la placa de acero laminada en caliente sea tan pequeña como sea posible. Los carbonitruros de Ti que tienen un diámetro de partícula que excede 10 nm (a continuación, denominados "carbonitruros de Ti gruesos") no contribuyen al fortalecimiento de la placa de acero laminada en caliente. Por otro lado, si precipita una gran cantidad de los carbonitruros de Ti que tienen un diámetro de partícula de 10 nm o menos (a continuación, denominados "carbonitruros de Ti finos"), la resistencia de la placa de acero laminada en caliente será demasiado alta. En este caso, la fuerza de reacción del laminado durante el laminado en frío sobre la placa de acero laminada en caliente se vuelve excesivamente alta.

15 Además, en caso de que se formen carbonitruros de Ti gruesos y carbonitruros de Ti finos en la placa de acero laminada en caliente, incluso aunque se realice un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación sobre la placa de acero después del laminado en frío (placa de acero laminada en frío), resulta difícil que se formen carbonitruros de Ti y, por tanto, no se obtiene endurecimiento por precipitación. Por lo tanto, en la placa de acero laminada en caliente, resulta preferible que el número de carbonitruros de Ti finos y carbonitruros de Ti gruesos sea pequeño y que el Ti se encuentre en un estado disuelto o un estado de agrupamiento.

20 En caso de que el número de densidad numérica de los carbonitruros de Ti finos en la placa de acero laminada en caliente sea de $1,0 \times 10^{17}$ por cm^3 o menos y la cantidad de endurecimiento por coacción (cantidad de BH) sea de 15 MPa o más, el Ti se disuelve de manera adecuada en la placa de acero laminada en caliente o está presente en la misma en la forma de carbonitruros de Ti en forma de agrupamientos. En este caso, el endurecimiento por precipitación no se produce en la placa de acero laminada en caliente y aumenta el alargamiento a la rotura. Por consiguiente, se puede suprimir una fuerza de reacción del laminado durante el laminado en frío hasta una cantidad baja y aumenta la capacidad de formación en frío. Además, se introducen un gran número de dislocaciones en la placa de acero mediante la disminución de la fuerza de reacción del laminado. Las dislocaciones introducidas se convierten en sitios de precipitación de los carbonitruros de Ti durante el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación después del laminado en frío. Por lo tanto, precipita una gran cantidad de los carbonitruros de Ti finos y se puede aumentar la resistencia de la pieza en bruto laminada a medida hasta 590 MPa o más. Además, durante el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, se produce la restauración de las dislocaciones y disminuye la densidad de dislocación. Como resultado, aumenta la ductilidad de la pieza en bruto laminada a medida. Por lo tanto, el número de densidad numérica de los carbonitruros de Ti finos en la placa de acero laminada en caliente es de $1,0 \times 10^{17}$ por cm^3 o menos y la cantidad de BH es de 15 MPa o más.

40 [Método de medición del número de densidad numérica de los carbonitruros de Ti finos]

El método de medición del número de densidad numérica de los carbonitruros de Ti finos es de la siguiente manera. Se prepara una muestra acicular a partir de la placa de acero laminada en caliente mediante el corte y el electropulido. En este momento, puede utilizarse la molienda con haz de iones enfocado junto con el electropulido de acuerdo con las necesidades. Una imagen de distribución tridimensional de los carbonitruros complejos se adquiere a partir de la muestra acicular mediante un método de medición de sonda atómica tridimensional.

50 De acuerdo con el método de medición de sonda atómica tridimensional, pueden reconstruirse los datos integrados para adquirir una imagen de distribución tridimensional real de los átomos en un espacio real. Con respecto a la medición del diámetro de partícula de los carbonitruros de Ti, un diámetro, cuando el precipitado relevante se considera como una esfera, se determina basándose en el número de átomos que constituyen el precipitado, que es el objeto de observación y el parámetro de red del mismo, y el diámetro que se determina se define como el diámetro de partícula de los carbonitruros de Ti.

55 En la presente descripción, las partículas que tienen un diámetro de partícula en un intervalo de 0,5 a 10 nm entre los carbonitruros de Ti se definen como carbonitruros de Ti finos. En caso de que el diámetro de partícula sea menor que 0,5 nm, debido a que el diámetro de partícula es menor que el parámetro de red de los carbonitruros de Ti, los carbonitruros de Ti no pueden considerarse un precipitado. El número de densidad numérica (partículas/ cm^3) se determina basándose en el número de carbonitruros de Ti finos.

60 [Método de medición de la cantidad de endurecimiento por coacción (cantidad de BH)]

65 La cantidad de BH es un índice que muestra la cantidad de C disuelto. En caso de que precipite una gran cantidad de carbonitruros de Ti gruesos, la cantidad de BH en la placa de acero laminada en caliente es baja. En este caso, no se obtiene una cantidad adecuada de precipitación de carbonitruros en el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación después del laminado en frío. Si la cantidad de BH en la placa de acero laminada en caliente es de 15 MPa o más, debido a que la cantidad de carbonitruros de Ti gruesos contenidos en la placa de acero laminada en

caliente se suprime de manera suficiente, la placa de acero, después del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, se endurece de manera adecuada. Una cantidad de BH preferible es de 25 MPa o más y una cantidad de BH más preferible es de 30 MPa o más.

- 5 El método de medición de la cantidad de BH es de la siguiente manera. Se extrae una muestra de ensayo de tracción JIS n.º 5, para la que la dirección de ancho de laminado se toma como la dirección longitudinal, de la placa de acero laminada en caliente. Se realiza un ensayo de tensión sobre la muestra de ensayo de tensión y se le da una presión de tensión previa del 4 %. Después de darle la presión de tensión previa del 4 %, la carga se retira de manera temporal. La muestra de ensayo de tracción, de la que se retira la carga, se somete a un tratamiento térmico durante 20 minutos a 180 °C. La muestra de ensayo de tracción, después del tratamiento térmico, se somete a un ensayo de tensión de nuevo. La cantidad de BH es el margen de aumento en el esfuerzo de deformación en el momento del ensayo de tensión, después del tratamiento térmico, y se determina mediante la siguiente ecuación.

$$\text{Cantidad de BH (MPa)} = \text{UYa (MPa)} - \text{FSb (MPa)}$$

- 15 En la que UYa representa un límite elástico superior (MPa), cuando se vuelve a aplicar tensión, después del tratamiento térmico, y FSb representa el esfuerzo de deformación máximo (MPa) cuando se le da a la muestra de ensayo de tracción una presión de tensión previa del 4 %.

20 [Orientación de cristal]

Con respecto a la placa de acero laminada en caliente de la presente realización, el intervalo de una profundidad equivalente a tres octavos del espesor de placa respecto a la profundidad equivalente a cinco octavos del espesor de placa desde la superficie se define como el "interior" de la placa de acero laminada en caliente. El resultado de una medición de la orientación de cristal en una posición de profundidad (parte de centro) equivalente a la mitad del espesor de placa desde la superficie entre todo el interior de la placa de acero laminada en caliente se define como orientación de cristal del interior. Por otro lado, el intervalo desde la superficie hasta una profundidad equivalente a un cuarto del espesor de placa se define como "capa externa" de la placa de acero laminada en caliente. Además, el resultado de una medición de la orientación de cristal en una posición de centro de la "capa externa", es decir, una posición a una profundidad equivalente a un octavo del espesor de placa desde la superficie se define como la orientación de cristal de la capa externa. En el interior y la capa externa, la orientación de cristal cumple las siguientes condiciones.

35 [Orientación de cristal del interior]

En el interior, el valor promedio de las densidades polares D1 de un grupo de orientación de cristal (a continuación, denominado "grupo de orientación {100}<011> a {223}<110>") que consiste en las orientaciones de cristal {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>, {113}<110>, {112}<110>, {335}<110> y {223}<110> es de cuatro o menos y la densidad polar D2 de una orientación de cristal {332}<113> es de 4,8 o menos.

En pocas palabras, en el interior de la placa de acero laminada en caliente, la orientación de cristal se realiza de la manera más aleatoria posible para disminuir la anisotropía en el plano. En caso de que el valor promedio de las densidades polares D1 del grupo de orientación {100}<011> a {223}<110> sea de cuatro o menos y la densidad polar D2 de la orientación de cristal {332}<113> sea de 4,8 o menos, disminuye la anisotropía en el plano de la resistencia a la tracción y el alargamiento a la rotura. De manera específica, el valor de $|\Delta r|$, que es un índice de la anisotropía en el plano de la resistencia a la tracción y el alargamiento a la rotura, es menor que 0,6. En este caso, debido a que la anisotropía en el plano es pequeña, aumenta la precisión dimensional (precisión del espesor de placa y precisión del ancho de placa) de un producto intermedio después del aumento del laminado en frío y se obtiene una excelente capacidad de formación en frío.

Si el valor promedio de las densidades polares D1 del grupo de orientación {100}<011> a {223}<110> excede 4 o si la densidad polar D2 de la orientación de cristal {332}<113> excede 4,8, el valor de $|\Delta r|$ llega a ser 0,6 o más y la anisotropía en el plano se vuelve demasiado grande. En tal caso, disminuye la capacidad de formación en frío. Un límite superior preferible del valor promedio de las densidades polares D1 del grupo de orientación {100}<011> a {223}<110> es de 3,5. Un límite superior preferible adicional es de 3,0. Un límite superior preferible de la densidad polar D2 de la orientación de cristal {332}<113> es de 4,0. Un límite superior preferible adicional es de 3,0.

[Orientación de cristal de la capa externa]

60 Por otro lado, en la capa externa, una densidad polar D3 de una orientación de cristal {110}<001> es de 2,5 o más. En pocas palabras, aunque la orientación de cristal se realice de la manera más aleatoria posible en el interior, en la capa externa, la proporción de la misma, que está ocupada por la orientación de cristal {110}<001> como orientación de cristal específica, se realiza de la manera más alta posible.

65 En la deformación de plástico (deformación en laminado) de un metal bcc, en cuanto a los granos de la orientación

de cristal $\{110\}\langle 001\rangle$, existen pocos sistemas de deslizamiento activo y la orientación no es susceptible de someterse a endurecimiento por trabajo. Cuando se produce una pieza en bruto laminada a medida, la reducción de espesor cambia parcialmente durante el laminado en frío para producir una parte de pared espesa y una parte de pared delgada en la placa de acero. Por consiguiente, la reducción de espesor durante el laminado en frío difiere entre una parte de pared espesa y una parte de pared delgada. Si las reducciones de espesor son diferentes, la cantidad de presión que se introduce también será diferente. Por lo tanto, se presenta una diferencia en el endurecimiento por trabajo entre una parte de pared espesa y una parte de pared delgada y, por tanto, se presenta una diferencia en la dureza. Es probable que se presente una diferencia en la dureza, en particular, entre las partes de capa externa de una parte de pared espesa y una parte de pared delgada. En caso de que la dureza de una placa de acero difiera en función de la zona, disminuye la capacidad de formación en frío de la pieza en bruto laminada a medida. Por consiguiente, resulta preferible realizar una diferencia de dureza tan pequeña como sea posible.

Tal como se ha descrito anteriormente, los granos de la orientación de cristal $\{110\}\langle 001\rangle$ no son susceptibles de someterse a endurecimiento por trabajo. Además, tal como se describe a continuación, en la presente realización, la velocidad de laminado en frío se encuentra en un intervalo de más del 5 al 50 %. En este caso, incluso después del laminado en frío, la orientación de cristal $\{110\}\langle 001\rangle$ permanece en la capa externa. Por lo tanto, en la capa externa de la placa de acero laminada en caliente, si la densidad polar de la orientación de cristal $\{110\}\langle 001\rangle$ es alta, de manera específica, si la densidad polar D3 de la orientación de cristal $\{110\}\langle 001\rangle$ es de 2,5 o más, se puede reducir la diferencia de dureza entre una parte de pared espesa y una parte de pared delgada de la pieza en bruto laminada a medida y se puede suprimir la variación en la dureza. Como resultado, aumenta la capacidad de formación en frío de la pieza en bruto laminada a medida.

Si la densidad polar D3 de la orientación de cristal $\{110\}\langle 001\rangle$ es menor que 2,5, la diferencia de dureza entre una parte de pared espesa y una parte de pared delgada de la pieza en bruto laminada a medida se vuelve grande. Un límite inferior preferible de la densidad polar de la orientación de cristal $\{110\}\langle 001\rangle$ es de 3,0 y, preferentemente, adicionalmente, es de 4,0.

El término "densidad polar" se refiere a un valor que indica cuántas veces mayor es el grado de acumulación de una muestra de ensayo en relación con una muestra de referencia que no tiene, en general, acumulación en una orientación específica. En la realización de la presente invención, los valores medidos mediante un método de EBSD (patrón de retrodispersión de electrones) se usan para las densidades polares descritas a continuación.

La medición de una densidad polar mediante el método de EBSD se realiza de la siguiente manera. Una sección transversal paralela a la dirección de laminado de la placa de acero laminada en caliente se adopta como superficie de observación. De toda la superficie de observación, la zona rectangular de 1000 μm en la dirección de laminado y de 100 μm en la dirección normal de superficie de laminado que está centrada en una posición de profundidad ($t/8$) que es equivalente a un octavo del espesor de placa t desde la superficie de la placa de acero se define como zona de capa externa. De manera similar, la zona rectangular de 1000 μm en la dirección de laminado y de 100 μm en la dirección normal de superficie de laminado que está centrada en una posición de profundidad ($t/2$) que es equivalente a la mitad del espesor de placa t desde la superficie de la placa de acero se define como zona interior. El análisis de EBSD se realiza a intervalos de medición de 1 μm con respecto a la zona de capa externa y la zona interior para adquirir información de la orientación de cristal.

El análisis de EBSD se lleva a cabo a una velocidad de análisis de 200 a 300 puntos por segundo usando un aparato constituido por un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo térmico (JSM-7001F; fabricado por JEOL Ltd.) y un detector de EBSD (detector Hikari; fabricado por TSL). Una ODF (función de distribución de orientación) se calcula con respecto a la información de la orientación de cristal medida usando el software de análisis de EBSD "OIM Analysis (marca comercial registrada)". Mediante este medio, se puede determinar la densidad polar de cada orientación de cristal.

La FIG. 1A es un diagrama esquemático del espacio de Euler que toma las variables angulares ϕ_1 , ϕ_2 y Φ como coordenadas rectangulares en una ODF (función de distribución de orientación) y la FIG. 1B es una vista que ilustra las principales posiciones de orientación de cristal sobre una sección $\phi_2 = 45^\circ$ en el espacio de Euler mostrado en la FIG. 1A. Con respecto a las orientaciones, de manera normal, las orientaciones de cristal perpendiculares a un plano de placa se representan mediante $\{hkl\}$ o $\{hkl\}$ y las orientaciones de cristal paralelas a la dirección de laminado se representan mediante $[uvw]$ o $\langle uvw \rangle$. Los términos $\{hkl\}$ y $\langle uvw \rangle$ representan términos colectivos para planos equivalentes y $\{hkl\}$ y $[uvw]$ representan planos de cristal individuales.

La estructura cristalina de la placa de acero laminada en caliente de la presente realización es una estructura cúbica centrada en el cuerpo (estructura bcc). Por lo tanto, por ejemplo, (111) , (-111) , $(1-11)$, $(11-1)$, $(-1-11)$, $(-11-1)$, $(1-1-1)$ y $(-1-1-1)$ son equivalentes y no pueden distinguirse entre sí. Estas orientaciones se denominan, de manera colectiva, $\{111\}$.

Cabe destacar que la ODF también se usa para la representación de orientaciones de cristal de estructuras cristalinas de baja simetría. En general, tales orientaciones de cristal se representan mediante $\phi_1 = 0$ a 360° , $\Phi = 0$

a 180° y $\varphi_2 = 0$ a 360° y las orientaciones de cristal individuales se representan mediante $(hkl)[uvw]$. Sin embargo, la estructura cristalina de la placa de acero laminada en caliente de la presente realización es una estructura cúbica centrada en el cuerpo que tiene un alto grado de simetría. Por lo tanto, Φ y φ_2 pueden representarse con 0 a 90° .

- 5 Cuando se realiza un cálculo, φ_1 cambia de acuerdo con si la simetría causada por la deformación se tiene en cuenta o no. En la presente realización, se realiza un cálculo que tiene en cuenta la simetría (ortotrópica) y se representa mediante $\varphi_1 = 0$ a 90° . Es decir, en cuanto a la placa de acero laminada en caliente de acuerdo con la presente realización, se selecciona un método que representa valores promedios de orientaciones idénticas para $\varphi_1 = 0$ a 360° sobre una ODF de 0 a 90° . En este caso, $(hkl)[uvw]$ y $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ son sinónimos. Por lo tanto, por ejemplo, una relación de resistencia aleatoria de una orientación $(001)[1-10]$ de la ODF a una sección transversal $\varphi_2 = 45^\circ$ que se muestra en la FIG. 1 es sinónima con la densidad polar de una orientación $\{001\}\langle 120 \rangle$.

[Método para la producción de una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida]

- 15 A continuación, se describirá un ejemplo del método para la producción de una placa de acero para una pieza en bruto laminada a medida que se ha descrito anteriormente. El método para la producción de una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la presente realización incluye un proceso de colada y un proceso de laminado en caliente. A continuación, se describe cada proceso.

20 [Proceso de colada]

El acero en estado fundido se produce mediante un proceso de fundición usando un horno vertical, un convertidor, un horno eléctrico o similares y el acero en estado fundido se ajusta, a continuación, mediante diversos tipos de procesos de refinado secundarios para cumplir la composición química mencionada anteriormente y la Fórmula (1).

- 25 El acero en estado fundido que se produce se usa para producir una plancha mediante colada continua normal, colada mediante un método de lingote o un método de colada de plancha delgada o similares. Cabe destacar que también puede usarse chatarra para la materia prima del acero en estado fundido. En caso de que se obtenga una plancha mediante colada continua, una plancha de alta temperatura puede transferirse directamente como tal a un molino de laminado en caliente la plancha puede enfriarse a temperatura ambiente y, posteriormente, recalentarse en un horno de calentamiento y someterse a laminado en caliente.

[Proceso de laminado en caliente]

- 35 El laminado en caliente se lleva a cabo usando la plancha producida para producir, de este modo, una placa de acero laminada en caliente. El proceso de laminado en caliente incluye una etapa de calentamiento (S1), una etapa de laminado de desbaste (S2), una etapa de laminado de acabado (S3), una etapa de enfriamiento (S4) y una etapa de bobinado (S5).

- 40 En la placa de acero laminada en caliente de la presente realización, se suprime la precipitación de los carbonitruros de Ti en la medida de lo posible y se disuelve el Ti o se colocan los carbonitruros de Ti en un estado de agrupamiento. Además, se reduce la densidad polar D1 del grupo de orientación interior $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ y la densidad polar D2 de la orientación de cristal $\{332\}\langle 113 \rangle$ y se aumenta la densidad polar D3 de la orientación de cristal $\{110\}\langle 001 \rangle$ de la capa externa. Mediante este medio, se reduce la anisotropía en el plano de la placa de acero laminada en caliente y se aumenta la capacidad de formación en frío de la placa de acero laminada en caliente. Asimismo, se disminuye la diferencia de dureza entre una parte de pared espesa y una parte de parte de pare delgada de la pieza en bruto laminada a medida y se aumenta también la capacidad de formación en frío de la pieza en bruto laminada a medida. Las respectivas etapas se describen con detalle a continuación.

[Etapas de calentamiento (S1)]

- 50 En primer lugar, la plancha se calienta en un horno de calentamiento (etapa de calentamiento). Las respectivas condiciones en la etapa de calentamiento son de la siguiente manera.

Temperatura de calentamiento Tsi: no menor que la temperatura SRT_{\min} ($^\circ\text{C}$) definida por la Fórmula (2)

- 55 Se calienta la plancha a la temperatura de calentamiento Tsi que no es menor que la temperatura de calentamiento SRT_{\min} ($^\circ\text{C}$) definida por la Fórmula (2).

$$SRT_{\min} = 10780 / \{5,13 - \log([\text{Ti}] \times [\text{C}])\} - 273 \quad (2)$$

- 60 El contenido del elemento correspondiente se sustituye por los respectivos símbolos de los elementos en la Fórmula (2).

- 65 Si la temperatura de calentamiento Tsi es menor que la SRT_{\min} , los carbonitruros de Ti gruesos en la plancha no se disuelven de manera suficiente. En este caso, permanece una gran cantidad de carbonitruros de Ti gruesos dentro

- de la placa de acero laminada en caliente y, como resultado, disminuye la cantidad de BH. Por consiguiente, disminuye la resistencia de la placa de acero laminada en caliente. Además, no se obtiene, de manera adecuada, el efecto del endurecimiento por precipitación mediante el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación. Si la temperatura de calentamiento es la SRT_{\min} o más, la capacidad de formación se obtiene, de manera adecuada, en un momento del laminado en frío y la resistencia a la tracción de la pieza en bruto laminada a medida se aumenta mediante endurecimiento por precipitación. Un límite inferior preferible de la temperatura de calentamiento para el aumento adicional de la eficacia operativa es de 1100 °C.
- Período de tiempo de calentamiento tsi a la temperatura SRT_{\min} o más: 30 minutos o más
- Un período de tiempo de calentamiento tsi, después de convertirse la temperatura de calentamiento en SRT_{\min} o más, es de 30 minutos o más. En este caso, se pueden disolver de manera suficiente los carbonitruros de Ti. Un período de tiempo de calentamiento tsi preferible es de 60 minutos o más. En este caso, se puede calentar, de manera uniforme, la plancha hasta un grado suficiente en la dirección de espesor de la misma. Un período de tiempo de calentamiento tsi preferible es de no más de 240 minutos. En este caso, se puede suprimir la excesiva generación de cascarilla y se puede suprimir una disminución en el rendimiento.
- Cabe destacar que, después de la colada, la plancha también puede transferirse directamente como tal sin recalentarse a un molino de desbaste, descrito más adelante, para realizar el laminado de desbaste.
- [Etapa de laminado de desbaste (S2)]
- El laminado de desbaste se lleva a cabo rápidamente sobre la plancha extraída del horno de calentamiento para producir, de este modo, una barra de desbaste. Las condiciones para el laminado de desbaste son de la siguiente manera.
- Número de pasadas en las que se realiza el laminado específico SPN: 1 o más
- En el laminado de desbaste, el laminado en el que la reducción de espesor es del 20 % o más y la temperatura de la plancha se encuentra en un intervalo de 1050 a 1150 °C, se define como "laminado específico". En el laminado de desbaste, el laminado específico se realiza una vez (una pasada) o más. Es decir, el número de pasadas (número de pasadas específico) SPN en las que se realiza el laminado específico es uno o más.
- Si la temperatura de la plancha durante el laminado de desbaste es menor que 1050 °C, la resistencia a la deformación de la plancha llega a ser excesivamente alta y, por tanto, se aplica una carga excesiva en el molino de desbaste. Por otro lado, si la temperatura de plancha durante el laminado de desbaste es mayor que 1150 °C, la cascarilla secundaria que se genera durante el laminado de desbaste crece demasiado y es posible que no se pueda retirar adecuadamente la cascarilla durante el descascarillado que se realiza después del laminado de desbaste. Asimismo, si la reducción de espesor para una única pasada es demasiado baja, habrá una resolución insuficiente de la segregación de los elementos de precipitación causada por el refinamiento granulado de granos que utiliza el trabajo de la austenita y la posterior recristalización de los mismos, así como la estructura de solidificación. En este caso, en las etapas a partir de la etapa de laminado de acabado hacia adelante, es probable que los carbonitruros de Ti precipiten de manera gruesa. Por lo tanto, incluso aunque se realice el tratamiento térmico de endurecimiento sobre el producto intermedio producido mediante laminado en frío, el endurecimiento por precipitación será irregular y disminuirá la capacidad de formación. Por lo tanto, el número de pasadas específico SPN se ajusta a uno o más.
- Cabe destacar que, en caso de que se transfiera directamente la plancha obtenida después de la colada como tal en un estado de alta temperatura sin calentarse y se realice el laminado de desbaste sobre la misma, queda una estructura colada y, en algunos casos, el endurecimiento por precipitación en un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación realizado sobre la pieza en bruto laminada a medida no es homogéneo y disminuye la capacidad de formación en frío. Por lo tanto, preferentemente, se calienta la plancha en la etapa de calentamiento (S1) mencionada anteriormente.
- Número de pasadas total TPN para el laminado de desbaste: 2 o más
- El número de pasadas de laminado en el laminado de desbaste no es menor de dos (varias veces). Es decir, el número de pasadas total TPN para las que se realiza el laminado de desbaste es de dos o más. Mediante la realización del laminado de desbaste varias veces, se repiten el trabajo y la recristalización de la austenita y el diámetro de partícula promedio de los granos de austenita antes del laminado de acabado puede realizarse de 100 μm o menos. En este caso, en el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, puede lograrse, de manera estable, un endurecimiento por precipitación homogéneo. Si el número de pasadas total TPN es demasiado alto, disminuye la productividad. Además, la temperatura de la barra de desbaste llegue a ser excesivamente alta. Por lo tanto, el límite superior preferible del número de pasadas total TPN es de 11.
- Reducción global R_{S2} : del 60 al 90 %

En el caso de realizar una pluralidad de pasadas de laminado de desbaste, la reducción global R_{S2} para el laminado de desbaste es del 60 al 90 %. Si la reducción de espesor global R_{S2} es menor del 60 %, la falta de homogeneidad con respecto al diámetro de partícula de la austenita y la segregación en la placa de acero no se resuelven de manera adecuada y precipita una gran cantidad de carbonitruros de Ti gruesos. Como resultado, disminuye la resistencia de la placa de acero laminada en caliente y también disminuye la cantidad de BH. Por otro lado, si la reducción global R_{S2} es mayor del 90 %, se satura el efecto de la misma. Además, debido a que el número de pasadas aumenta cuando la reducción global R_{S2} aumenta, disminuye la productividad y disminuye la temperatura de la barra de desbaste.

10 [Etapa de laminado de acabado (S3)]

El laminado de acabado se realiza sobre una barra de desbaste producida mediante laminado de desbaste. Las respectivas condiciones para el laminado de acabado son de la siguiente manera.

15 Período de tiempo t_{S3} desde después del final del laminado de desbaste hasta el inicio del laminado de acabado: 150 segundos o menos

20 El período de tiempo t_{S3} desde después del final del laminado de desbaste hasta el inicio del laminado de acabado es de 150 segundos o menos. Si el período de tiempo t_{S3} es de más de 150 segundos, en la barra de desbaste, el Ti que se disolvió en la austenita precipita en la forma de carbonitruros de Ti gruesos y la cantidad de BH llega a ser menor que 15 MPa. En este caso, debido a que disminuye la cantidad de carbonitruros de Ti que contribuye al endurecimiento por precipitación después del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, la resistencia a la tracción de la pieza en bruto laminada a medida es menor que 590 MPa.

25 Asimismo, si el período de tiempo t_{S3} es de más de 150 segundos, el crecimiento de grano de la austenita avanza antes del laminado de acabado y el diámetro de partícula promedio de los granos de austenita antes del laminado de acabado se engrosa a más de 100 μm . Como resultado, disminuye la homogeneidad del endurecimiento por precipitación durante el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación.

30 El límite inferior del período de tiempo t_{S3} no está particularmente limitado. Sin embargo, un límite inferior preferible del período de tiempo t_{S3} es de 30 segundos. Tal como se describe a continuación, la temperatura de inicio de laminado para el laminado de acabado es menor que 1080 °C. Si el período de tiempo t_{S3} es demasiado corto, debe disponerse un aparato de enfriamiento entre el molino de desbaste y el molino de laminado de acabado para hacer que la temperatura de inicio para el laminado de acabado sea menor que 1080 °C. Si el período de tiempo t_{S3} es de 35 30 segundos o más, incluso aunque no se proporcione un aparato de enfriamiento, la temperatura de la barra de desbaste llega a ser menor que 1080 °C mediante el enfriamiento en aire.

Temperatura de inicio del laminado de acabado T_{S3} : de 1000 °C a menor que 1080 °C

40 La temperatura (temperatura de inicio del laminado de acabado T_{S3}) de la barra de desbaste, cuando se inicia el laminado de acabado, se encuentra en un intervalo de 1000 °C a menor que 1080 °C. Si la temperatura T_{S3} es menor que 1000 °C, el Ti precipita en la austenita en la forma de carbonitruros de Ti gruesos debido a la precipitación inducida por presión durante el laminado de acabado y disminuye la cantidad de BH. Por consiguiente, disminuye la cantidad de carbonitruros de Ti que precipita en el momento del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación. Por otro lado, si la temperatura T_{S3} es mayor que 1080 °C, se presentan burbujas entre la cascarilla de la superficie de la ferrita de la placa de acero antes del laminado de acabado y durante los respectivos soportes de rodillos (entre pasadas) del molino de laminado de acabado. Las burbujas son el punto de partida de los defectos de cascarilla de tipo pez y la cascarilla en forma de husillo. Por lo tanto, es probable que se presenten estos defectos de cascarilla.

50 Temperatura de finalización del laminado de acabado FT: temperatura de punto de transformación Ar_3 a 1000 °C

La temperatura de finalización del laminado de acabado FT se encuentra en un intervalo de una temperatura de punto de transformación Ar_3 a 1000 °C. Si la temperatura FT es menor que la temperatura de punto de transformación Ar_3 , resulta difícil que se forme la bainita y la relación de área de la bainita en la placa de acero laminada en caliente es menor del 20 %. Por lo tanto, no solo disminuye la capacidad de formación de la placa de acero laminada en caliente, sino que también aumenta la anisotropía de la estructura de agregado en la placa de acero laminada en caliente. Además, aumentan los carbonitruros de Ti gruesos y, como resultado, disminuye la cantidad de BH. Por otro lado, si la temperatura FT es mayor que 1000 °C, avanza la precipitación de los carbonitruros de Ti finos durante el enfriamiento después del laminado de acabado y el número de densidad numérica de los carbonitruros de Ti finos en la placa de acero laminada en caliente es mayor que $1,0 \times 10^{17}$ por cm^3 . Como resultado, resulta insuficiente la cantidad de los carbonitruros de Ti finos que precipita durante el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación y disminuye la capacidad de formación en frío durante el laminado en frío.

65 La temperatura de punto de transformación Ar_3 se define, por ejemplo, mediante la siguiente Fórmula (I).

$$Ar_3 = 910-310 \times [C] + 25 \times \{[Si] + 2 \times [Al]\} - 80 \times [M_{neq}] \quad (I)$$

El contenido (% en masa) del elemento correspondiente se sustituye por los respectivos símbolos de los elementos en la Fórmula (I). En caso de que no esté contenido el boro (B), $[M_{neq}]$ se define mediante la Fórmula (II), mientras que, en caso de que no esté contenido B, $[M_{neq}]$ se define mediante la Fórmula (III).

$$[M_{neq}] = [Mn] + [Cr] + [Cu] + [Mo] + [Ni] / 2 + 10([Nb] - 0,02) \quad (II)$$

$$[M_{neq}] = [Mn] + [Cr] + [Cu] + [Mo] + [Ni] / 2 + 10([Nb] - 0,02) + 1 \quad (III)$$

10 Reducción global R_{S3} del laminado de acabado: del 75 al 95 %

El laminado de acabado es, por ejemplo, el laminado en el que se realizan una pluralidad de pasadas mediante un molino de laminado en tándem. La reducción global R_{S3} durante el laminado de acabado es del 75 al 95 %. En el laminado de acabado, aunque se produzca recristalización entre las pasadas de laminado, no se produce recristalización durante el laminado. Por lo tanto, si se realizan una pluralidad de pasadas de laminado, se realizan, de manera repetida, la recristalización y la no recristalización. En este caso, los granos de austenita se someten a refinamiento granulado y la bainita en la microestructura puede dispersarse en forma de isla. Como resultado, se puede suprimir una disminución en la capacidad de formación de la placa de acero laminada en caliente.

20 Sin embargo, si la reducción global R_{S3} es menor del 75 %, no pueden refinarse, de manera adecuada, los granos de austenita y se vuelven no homogéneos y la bainita en la microestructura se dispone, de manera continua, en forma de fila. Además, precipita una gran cantidad de carbonitruros de Ti gruesos y disminuye la cantidad de BH. En este caso, disminuye la capacidad de formación en frío de la placa de acero laminada en caliente. Por otro lado, si la reducción de espesor global R_{S3} es mayor del 95 %, no solo se satura el efecto mencionado anteriormente, sino que también se coloca una carga excesiva sobre el molino de laminado. Por lo tanto, la reducción global R_{S3} se encuentra en un intervalo del 75 al 95 %.

30 Preferentemente, la reducción en cada pasada es del 10 % o más. Si el crecimiento de los granos avanza de manera excesiva entre las pasadas de laminado y después del final del laminado de acabado, en algunos casos, disminuye la tenacidad de la placa de acero laminada en caliente. Por lo tanto, preferentemente, la reducción promedio de las tres pasadas finales del molino de laminado de acabado es del 10 % o más.

35 Reducción total R_{F2} de las dos pasadas finales: el 30 % o más

La reducción total R_{F2} de las dos pasadas finales es el del 30 % o más. Cuando la reducción total R_{F2} es del 30 % o más y la temperatura de finalización del laminado de acabado FT no es menor que el punto de transformación Ar_3 , se puede promover la recristalización de la austenita y la rotación de la orientación de cristal se reajusta. Por lo tanto, en el interior de la placa de acero laminada en caliente, el promedio de las densidades polares $D1$ del grupo de orientación $\{100\} <011>$ a $\{223\} <110>$ llega a ser de 4 o menos y la densidad polar $D2$ de $\{332\} <113>$ llega a ser de 4,8 o menos. En este caso, el valor $|\Delta r|$ de la placa de acero laminada en caliente llega a ser de 0,6 o menos y disminuye la anisotropía en el plano. Por otro lado, si la reducción total R_{F2} es menor del 30 %, la recristalización de la austenita resulta insuficiente y, por consiguiente, el valor $|\Delta r|$ de la placa de acero laminada en caliente es mayor que 0,6.

45 Preferentemente, la reducción total R_{F2} es del 30 % o más y la temperatura de finalización del laminado de acabado FT no es menor que la temperatura de punto de transformación Ar_3 de +50 °C. En este caso, se promueve la recristalización de la austenita.

50 Relación de forma SR: 3,5 o más

La relación de forma SR se define mediante la siguiente Fórmula (3).

$$\text{Relación de forma SR} = ld/hm \quad (3)$$

55 En la que ld representa la longitud de un arco de contacto entre un rodillo de laminado (rodillo final) que realiza una reducción de laminado final en el laminado de acabado y la placa de acero y se define mediante la siguiente fórmula.

$$ld = \sqrt{(L \times (h_{in} - h_{out}) / 2)}$$

60 En la que L (mm) representa el diámetro del rodillo de laminado mencionado anteriormente. Además, h_{in} representa el espesor de placa (mm) de la placa de acero en el lado de entrada del rodillo de laminado mencionado anteriormente y h_{out} representa el espesor de placa de la placa de acero en el lado de salida del rodillo de laminado mencionado anteriormente.

65

hm se define mediante la siguiente fórmula:

$$hm = (h_{in} + h_{out}) / 2$$

5 Si la relación de forma SR es de 3,5 o más, no puede conferirse suficiente presión de cizalla a la capa externa de la placa de acero durante el laminado en caliente. En este caso, la densidad polar D3 de la orientación de cristal {110}<001> de la capa externa de la placa de acero laminada en caliente puede realizarse de 2,5 o más y la diferencia de dureza entre una parte de pared espesa y una parte de pared delgada de la pieza en bruto laminada a medida puede reducirse.

10 Velocidad de laminado FV preferible de la pasada de acabado final: 400 mpm o más

La velocidad de laminado en el laminado de acabado no está particularmente limitada. Sin embargo, si el período de tiempo entre cada pasada del laminado de acabado es demasiado largo, en algunos casos, se engrosan los granos de austenita en la placa de acero y disminuye la tenacidad de la placa de acero laminada en caliente. Por consiguiente, la velocidad de laminado FV de la pasada de acabado final es preferentemente de 400 mpm o más. El límite inferior más preferible de la velocidad de laminado FV es de 650 mpm. En este caso, la bainita se dispersa en forma de isla y, por tanto, se potencia, adicionalmente, la capacidad de formación de la placa de acero laminada en caliente. El límite superior de la velocidad de laminado FV no está particularmente limitado. Sin embargo, debido a las restricciones de instalación, el límite superior de la velocidad de laminado FV es, por ejemplo, de 1800 mpm.

[Etapa de enfriamiento (S4)]

25 Después de completar el laminado de acabado, con el fin de elaborar la microestructura de la placa de acero laminada en caliente, se realiza el enfriamiento que se optimiza mediante el control de una mesa de salida (etapa de enfriamiento). En el proceso de laminado en caliente (laminado de desbaste y laminado de acabado), la microestructura de la placa de acero es austenita. Por lo tanto, en el proceso de laminado en caliente, se suprime la precipitación de los carbonitruros de Ti gruesos mediante precipitación inducida por presión. Por otro lado, en una etapa de enfriamiento y una etapa de bobinado después del proceso de laminado en caliente, la microestructura de la placa de acero se transforma de austenita en ferrita. Por consiguiente, en estas etapas, se ajusta el historial de temperatura de la placa de acero laminada en caliente de manera que se pueda suprimir la precipitación de los carbonitruros de Ti en el interior de la ferrita. De manera específica, las respectivas condiciones en la etapa de enfriamiento son de la siguiente manera.

35 Período de tiempo t_{S4} hasta el inicio del enfriamiento después de la finalización del laminado de acabado: 3 segundos o menos

40 Después de la finalización del laminado de acabado, el período de tiempo t_{S4} hasta el inicio del enfriamiento es de 3 segundos o menos. Si el período de tiempo t_{S4} es de más de 3 segundos, en la austenita de transformación previa, avanza la precipitación de los carbonitruros de Ti gruesos y, como resultado, disminuye la cantidad de los C disueltos y disminuye la cantidad de BH. En este caso, disminuye la resistencia a la tracción de la placa de acero laminada en caliente y disminuye la resistencia a la tracción de la pieza en bruto laminada a medida. Asimismo, si el período de tiempo t_{S4} es de más de 3 segundos, se engrosan los granos de austenita en la placa de acero laminada en caliente y la bainita se dispone, de manera continua, en la microestructura en forma de fila. En este caso, disminuye la capacidad de formación de la placa de acero laminada en caliente. Por lo tanto, el período de tiempo t_{S4} es de 3 segundos o menos.

50 El límite inferior del período de tiempo t_{S4} no está particularmente limitado. Sin embargo, si el período de tiempo t_{S4} es demasiado corto, se realiza el enfriamiento en un estado en el que queda una estructura trabajada en capas obtenida mediante laminado y se obtiene la bainita que se dispone, de manera continua, en forma de fila. En este caso, puede disminuir la capacidad de formación de la placa de acero laminada en caliente. Por lo tanto, un límite inferior preferible del período de tiempo t_{S4} es de 0,4 segundos.

55 Velocidad de enfriamiento promedia CR: 15 °C/s o más

60 La velocidad de enfriamiento promedia CR hasta la temperatura de suspensión de enfriamiento es de 15 °C/s o más. Si la velocidad de enfriamiento promedia CR es menor que 15 °C/s, se forma perlita durante el enfriamiento y no se obtiene la microestructura prevista. Asimismo, si la velocidad de enfriamiento promedia CR es demasiado lenta, precipita una gran cantidad de los carbonitruros de Ti finos y la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos es mayor que $1,0 \times 10^{17}$ por cm^3 . Por otro lado, si la velocidad de enfriamiento promedia CR es demasiado rápida, resulta difícil el control de la temperatura de suspensión de enfriamiento y resulta difícil obtener la microestructura prevista. Por lo tanto, el límite superior de la velocidad de enfriamiento promedia CR es de 150 °C/s.

65 Temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} : 600 °C o menos

La temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} es de 600 °C o menos. Si la temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} es mayor que 600 °C, después del bobinado, es probable que avance la precipitación de los carbonitruros de Ti en la ferrita de transformación posterior y la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos en la placa de acero laminada en caliente llega a ser de más de $1,0 \times 10^{17}$ por cm^3 y también disminuye la cantidad de BH. Como resultado, disminuye la cantidad de carbonitruros de Ti que precipita como resultado del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación y se reduce la resistencia a la tracción de la pieza en bruto laminada a medida. Si la temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} es de 600 °C o menos, en la microestructura de la placa de acero laminada en caliente, la relación de la bainita llega a ser el 20 % o más y el resto es principalmente ferrita. Además, la densidad numérica n_0 de los carbonitruros finos de Ti en la placa de acero laminada en caliente no es mayor que $1,0 \times 10^{17}$ por cm^3 y se disuelve el Ti en la placa de acero laminada en caliente o llega a tener forma de agrupamiento.

El límite superior preferible de la temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} es de 550 °C. En este caso, en la microestructura de la placa de acero laminada en caliente, aumenta adicionalmente la relación de área de la bainita.

Si la temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} es demasiado baja, dado que se mantiene una bobina en un estado húmedo durante un período de tiempo largo, disminuyen las propiedades de superficie. Por lo tanto, el límite inferior preferible de la temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} es de 50 °C. A fin de reducir la fuerza de reacción del laminado durante el laminado en frío, el límite inferior preferible adicional de la temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} es de 450 °C.

Longitud de difusión acumulativa total L_{total} en el período de tiempo hasta el inicio del bobinado después de que la temperatura de la placa de acero supere la temperatura de transformación Ar_3 : 0,15 μm o menos

Con el fin de suprimir la precipitación de la cantidad de carbonitruros de Ti en la placa de acero laminada en caliente, se restringe la longitud (longitud de difusión acumulativa total L_{total}) en la que Ti se difunde en un período de tiempo desde el momento en el que la temperatura de la placa de acero se convierte en la temperatura de transformación Ar_3 hasta el inicio del bobinado (es decir, el período de tiempo en el que se forma la ferrita).

La longitud de difusión de Ti en la ferrita se toma como "L", el coeficiente de difusión de volumen a una temperatura T °C se toma como "D(T+273)" y el período de tiempo de difusión se toma como "t". En este momento, la longitud de difusión L se define mediante la siguiente fórmula.

$$L = \sqrt{D(T) \times t} \quad (\text{IV})$$

D(T) en la Fórmula (IV) se define mediante la Fórmula (4) usando el coeficiente de difusión D_0 de Ti, la energía de activación Q y la constante de gas R.

$$D(T) = D_0 \times \text{Exp}\{-Q/R(T+273)\}$$

La longitud de difusión acumulativa total L_{total} de Ti en la ferrita es la acumulación de las longitudes de difusión L en un período de tiempo muy pequeño Δt_L (s) en un período de tiempo desde el momento en el que la temperatura de la placa de acero se convierte en la temperatura de transformación Ar_3 hasta el inicio del bobinado. En la presente descripción, el período de tiempo muy pequeño Δt_L mencionado anteriormente es de 0,2 segundos. Por consiguiente, la longitud de difusión acumulativa total L_{total} se define mediante la Fórmula (4).

$$L_{\text{total}} = \sum \sqrt{D(T) \times \Delta t_L} \quad (4)$$

Si la longitud de difusión acumulativa total L_{total} de Ti en la ferrita, que se determina mediante la Fórmula (4), es de más de 0,15 μm , se promueve la precipitación de los carbonitruros de Ti durante el enfriamiento. En este caso, debido a que disminuye la cantidad de precipitación de los carbonitruros de Ti causada por el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, disminuye la resistencia a la tracción de la pieza en bruto laminada a medida. Por lo tanto, la longitud de difusión acumulativa total L_{total} es de 0,15 μm .

[Etapa de bobinado (S5)]

Después de suspenderse el enfriamiento, se bobina la placa de acero laminada en caliente. La temperatura (temperatura de bobinado) CT, cuando se inicia el bobinado de la placa de acero laminada en caliente, es de 600 °C o menos. Si la temperatura de bobinado es de más de 600 °C, se promueve la precipitación de los carbonitruros de Ti durante el bobinado y la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos en la placa de acero laminada en caliente es mayor que $1,0 \times 10^{17}$ por cm^3 y también disminuye la cantidad de BH. Por lo tanto, la temperatura de bobinado CT es de 600 °C o menos. El límite superior preferible de la temperatura de bobinado CT es de 500 °C.

Mediante la realización de las etapas descritas anteriormente, se produce la placa de acero laminada en caliente de la presente realización.

[Otras etapas]

5 Para los fines de enderezamiento de la forma de la placa de acero laminada en caliente, puede realizarse el laminado con pasada de superficie con una reducción de espesor del 0,1 al 5 % después de completarse todas las etapas descritas anteriormente.

10 Además, puede realizarse una etapa para la retirada de la cascarilla que se adhiere a la superficie de la placa de acero laminada en caliente. En la etapa de la retirada de cascarilla, puede realizarse un decapado general usando ácido clorhídrico o ácido sulfúrico o puede realizarse un pulido en superficie por medio de una lijadora o similares. También puede realizarse el escarpado en superficie utilizando plasma o un quemador de gas o similares. Estos tratamientos pueden realizarse en combinación.

[Pieza en bruto laminada a medida]

15 En la pieza en bruto laminada a medida de la presente realización, el espesor de placa cambia en una forma cónica en la dirección de laminado. La pieza en bruto laminada a medida incluye una parte de pared espesa, que es una parte en la que el espesor de placa es espeso, y una parte de pared delgada, en la que el espesor de placa es más delgado que en la parte de pared espesa. La pieza en bruto laminada a medida se produce usando la placa de acero laminada en caliente de la presente realización que se ha descrito anteriormente. La pieza en bruto laminada a
20 medida de la presente realización tiene las siguientes características.

Relación de dureza $HR = H_{tm\acute{a}x}/H_{tm\acute{i}n}$: de 1,0 o más a 1,5

25 La pieza en bruto laminada a medida se forma hasta dar una forma de producto final mediante trabajo en frío, tal como prensado. Tal como se ha descrito anteriormente, la pieza en bruto laminada a medida incluye partes en las que los espesores de placa son diferentes (parte de pared espesa y parte de pared delgada). Si hay una gran diferencia de dureza entre la parte de pared espesa y la parte de pared delgada, disminuye la capacidad de formación en frío de la pieza en bruto laminada a medida. En tal caso, se puede romper una parte de la pieza en bruto laminada a medida durante el trabajo en frío usando la pieza en bruto laminada a medida para formar el
30 producto final.

35 Con respecto a la pieza en bruto laminada a medida de la presente realización, la relación de dureza HR de la dureza promedia $H_{tm\acute{a}x}$ de una parte en la que el espesor de placa es el más espeso (denominada como la "parte de pared más espesa") con respecto a la dureza promedia $H_{tm\acute{i}n}$ de una parte en la que el espesor de placa es el más delgado (denominada como la "parte de pared más delgada") (es decir, la relación de dureza $HR = H_{tm\acute{a}x}/H_{tm\acute{i}n}$) se encuentra en un intervalo de más de 1,0 a 1,5. Si la relación de dureza HR es de 1,0 o menos, la dureza de la parte de pared delgada es demasiado alta con respecto a la dureza de la parte de pared espesa. En tal caso, disminuye la capacidad de formación en frío de la pieza en bruto laminada a medida y, en algunos casos, se produce una fractura en la parte de pared delgada durante el trabajo en frío hasta dar el producto final. Por otro lado, si la relación de
40 dureza HR es de más de 1,5, la dureza de la parte de pared espesa es demasiado alta con respecto a la dureza de la parte de pared delgada. En este caso también, disminuye la capacidad de formación de la pieza en bruto laminada a medida. De manera específica, incluso aunque la relación ($TH_{m\acute{i}n}/TH_{m\acute{a}x}$) del espesor de placa $TH_{m\acute{i}n}$ de la parte de pared más delgada respecto al espesor de placa $TH_{m\acute{a}x}$ de la parte de pared más espesa aumente hasta aproximadamente 0,6, a veces, se produce una fractura en la parte de pared espesa. Por lo tanto, la relación de
45 dureza HR se encuentra en un intervalo de más de 1,0 a 1,5. El límite inferior preferible de la relación de dureza HR es de 1,2. El límite superior preferible de la relación de dureza HR es de 1,4.

50 La relación de dureza HR se mide mediante el siguiente método. En una sección transversal en la dirección de espesor de placa de la parte de pared más espesa de la pieza en bruto laminada a medida, la dureza se mide en una posición de centro en el espesor de placa de la parte de pared más espesa, en una posición a una profundidad de 1/4 del espesor de placa desde la superficie y en una posición a una profundidad de 3/4 del espesor de placa desde la superficie. La dureza se determina mediante un ensayo de dureza Vickers de acuerdo con JIS Z2244 (2009). La fuerza del ensayo se ajusta en 98,07 N. Un promedio de los resultados de medición en los tres puntos se define como la dureza promedia $H_{tm\acute{a}x}$ (HV). De manera similar, en una sección transversal en la dirección de
55 espesor de placa de la parte de pared más delgada, la dureza se mide en una posición de centro en el espesor de placa de la parte de pared más delgada, en una posición a una profundidad de 1/4 del espesor de placa desde la superficie y en una posición a una profundidad de 3/4 del espesor de placa desde la superficie y el promedio de los valores obtenidos se define como la dureza promedia $H_{tm\acute{i}n}$ (HV). La relación de dureza HR se determina usando las durezas promedias obtenidas $H_{tm\acute{a}x}$ y $H_{tm\acute{i}n}$.

60 Densidad de dislocación promedia ρ en la parte de pared más delgada: $1 \times 10^{14} m^{-2}$ o menos

65 Se busca una excelente capacidad de formación en frío, en particular, en la parte de pared más delgada de la pieza en bruto laminada a medida. Si la densidad de dislocación promedia ρ de la parte de pared más delgada es demasiado alta, disminuye la capacidad de formación en frío de la parte de pared más delgada y es probable que la parte de pared más delgada se fracture cuando se forme el producto final mediante trabajo en frío. Por lo tanto, la

densidad de dislocación promedia ρ en la parte de pared más delgada es de $1 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ o menos. La densidad de dislocación promedia ρ preferible es de $5 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$.

5 La densidad de dislocación promedia ρ de la parte de pared más delgada se mide mediante el siguiente método. Se extrae una muestra que incluye una sección transversal en la dirección de espesor de placa de la parte de pared más delgada. Mediante el uso de la muestra, se calcula la densidad de dislocación promedia ρ basándose en el ancho del semivalor de (110), (211) y (220). De manera específica, se realiza difracción de rayos X (XRD en inglés) usando la muestra y se determinan los anchos del semivalor en los picos de difracción de (110), (200) y (211), respectivamente. La densidad de dislocación promedia $\rho (\text{m}^{-2})$ se define basándose en los anchos del
10 semivalor en cada plano de cristal individual. De manera específica, la presión ϵ se determina de acuerdo con el método de Williamson-Hall (Literatura no de patente 1: G. K. Williams y W. H. Hall: Act. Metall., 1 (1953), 22) basándose en el ancho del semivalor. Basándose en la presión determinada ϵ y un vector de Burgers b ($b = 0,25 \text{ nm}$) de hierro, la densidad de dislocación promedia ρ se determina usando $\rho = 14,4\epsilon^2/b^2$ (Literatura no de patente 2: G. K. Williams y R. E. Smallman: Philos. Mag., 8 (1956), 34).

15 Densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos (Ti(C, N)): más de 2×10^{17} por cm^3

La generación de carbonitruros de Ti en la placa de acero laminada en caliente que sirve como materia prima se suprime lo máximo posible. Por otro lado, se busca una alta resistencia (590 MPa o más en términos de resistencia a la tracción) en la pieza en bruto laminada a medida. Por lo tanto, mediante la realización del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación que se describe más adelante, se genera una gran cantidad de carbonitruros de Ti finos (carbonitruros de Ti que tienen un diámetro de partícula de 10 nm o menos) en la pieza en bruto laminada a medida para aumentar de este modo la resistencia de la misma.

25 En la pieza en bruto laminada a medida de la presente realización, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos que tienen un diámetro de partícula de 10 nm o menos es de más de 2×10^{17} por cm^3 . En este caso, el endurecimiento por precipitación es suficiente y la resistencia a la tracción de la pieza en bruto laminada a medida es de 590 MPa o más. El límite inferior preferible de la densidad numérica n_1 es de 5×10^{15} por cm^3 .

30 La densidad numérica n_1 se determina mediante un método similar tal como la densidad numérica n_0 . De manera específica, se extrae una muestra de una parte de centro con respecto al espesor de placa de la pieza en bruto laminada a medida. La densidad numérica n_1 se determina, a continuación, mediante el mismo método que la densidad numérica n_0 usando la muestra extraída. Es decir, los diámetros de partícula de los carbonitruros de Ti finos se encuentran en un intervalo de 0,5 a 10 nm.

35 La pieza en bruto laminada a medida de la presente realización tiene las características descritas anteriormente. Por tanto, la pieza en bruto laminada a medida tiene una alta resistencia (resistencia a la tracción de 590 MPa o más) y, independientemente de que tenga una parte de pared espesa y una parte de pared delgada, presenta una excelente capacidad de formación en frío.

40 Se pueden formar una capa galvanizada o una capa galvanizada aleada sobre la superficie de la pieza en bruto laminada a medida de la presente realización.

[Método para la producción de una pieza en bruto laminada a medida]

45 A continuación, se describirá un ejemplo de un método para la producción de la pieza en bruto laminada a medida descrita anteriormente. El presente método para la producción de una pieza en bruto laminada a medida usa la placa de acero laminada en caliente descrita anteriormente. El presente método para la producción de una pieza en bruto laminada a medida incluye una etapa de laminado en frío (S6) y una etapa de tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación (S7). Cada etapa de producción se describe con detalle posteriormente.

[Etapa de laminado en frío (S6)]

55 La placa de acero laminada en caliente descrita anteriormente se somete a un laminado en frío para producir un producto intermedio en la forma de la pieza en bruto laminada a medida. Por ejemplo, se usa un molino de laminado en frío de un único soporte que tiene un par de rodillos de laminado para el laminado en frío. El laminado se realiza al tiempo que se cambia la reducción de espesor del rodillo en una sola o una pluralidad de localizaciones en la dirección longitudinal de la placa de acero laminada en caliente, de manera que el espesor de placa cambie en una forma cónica. En este caso, se produce un producto intermedio en el que el espesor de placa cambia en la dirección de laminado.

60 La reducción de espesor (tasa de laminado en frío) R en el laminado en frío se encuentra en un intervalo de más del 5 % al 50 %. Es decir, la tasa de laminado en frío R_{min} en la parte de pared más espesa es de más del 5 % y la tasa de laminado en frío $R_{\text{máx}}$ en la parte de pared más delgada es del 50 % o menos. Si la tasa de laminado en frío R es del 5 % o menos, la cantidad introducida de dislocaciones que sirven como sitios de precipitación de los carbonitruros de Ti finos en un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación en la siguiente etapa es

pequeña y, por tanto, será pequeña la cantidad de precipitación de los carbonitruros de Ti finos. En este caso, disminuye la resistencia de la pieza en bruto laminada a medida. Por otro lado, si la tasa de laminado en frío R es mayor del 50 %, se introducirá una cantidad excesiva de dislocaciones durante el laminado en frío. En este caso, no se producirá una recuperación suficiente en el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación y permanecerá una gran cantidad de dislocaciones incluso después del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación. Por consiguiente, disminuirá la capacidad de formación en frío de la pieza en bruto laminada a medida. Asimismo, si la tasa de laminado en frío R es mayor del 50 %, desaparecerán los granos de la orientación de cristal {110}<001> en la capa externa de la placa de acero laminada en caliente. En este caso, aumenta la diferencia de dureza entre la parte de pared espesa y la parte de pared delgada y disminuye la capacidad de formación en frío.

Si la tasa de laminado en frío R se encuentra en el intervalo de más del 5 % al 50 %, incluso después del laminado en frío, permanecerán los granos de la orientación de cristal {110}<001> de la capa externa. Por lo tanto, se puede suprimir la diferencia de dureza entre la parte de pared espesa y la parte de pared delgada y se asegura la capacidad de formación en frío de la pieza en bruto laminada a medida. Además, debido a que la relación de dureza HR de la pieza en bruto laminada a medida se encuentra dentro de un intervalo de más de 1,0 a 1,5, se obtiene una excelente capacidad de formación en frío.

[Etapa de tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación (S7)]

Se realiza un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación sobre el producto intermedio producido mediante laminado en frío, a fin de producir, de este modo, una pieza en bruto laminada a medida.

El equipo de tratamiento térmico que se usa para el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación no está particularmente limitado. El equipo de tratamiento térmico puede ser un aparato de tratamiento térmico continuo o puede ser un horno de tratamiento térmico de tipo discontinuo. Las diversas condiciones en el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación son de la siguiente manera.

Temperatura de calentamiento más alta $T_{m\acute{a}x}$ durante el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación: de 600 a 750 °C

La temperatura de calentamiento más alta $T_{m\acute{a}x}$ durante el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación es de 600 a 750 °C. En este caso, mediante el uso de las dislocaciones introducidas por el laminado en frío como sitios de precipitación, precipita una gran cantidad de carbonitruros de Ti finos. Si la temperatura de calentamiento más alta $T_{m\acute{a}x}$ es menor que 600 °C, la cantidad de precipitación de los carbonitruros de Ti finos será insuficiente y no puede mejorarse la resistencia a la tracción de la pieza en bruto laminada a medida. Por otro lado, si la temperatura de calentamiento más alta $T_{m\acute{a}x}$ es mayor que 750 °C, incluso si el período de tiempo de mantenimiento t_K ($t_K > 0$) a 600 °C o más durante el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación es un período de tiempo extremadamente corto, se promueve, de manera excesiva, la precipitación de los carbonitruros de Ti finos y da como resultado un sobrevejecimiento. En este caso también, no puede mejorarse la resistencia a la tracción de la pieza en bruto laminada a medida. Por lo tanto, la temperatura de calentamiento más alta $T_{m\acute{a}x}$ se encuentra en un intervalo de 600 a 750 °C.

Período de tiempo de mantenimiento t_K : de $530-0,7 \times T_{m\acute{a}x}$ a $3600-3,9 \times T_{m\acute{a}x}$

En el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, el período de tiempo de mantenimiento t_K a 600 °C o más cumple la Fórmula (5) con respecto a la temperatura de calentamiento más alta $T_{m\acute{a}x}$.

$$530-0,7 \times T_{m\acute{a}x} \leq t_K \leq 3600-3,9 \times T_{m\acute{a}x} \quad (5)$$

Si el período de tiempo de mantenimiento t_K es menor que $530-0,7 \times T_{m\acute{a}x}$, no avanzará de manera suficiente la precipitación de los carbonitruros de Ti finos. Por otro lado, si el período de tiempo de mantenimiento t_K es mayor que $3600-3,9 \times T_{m\acute{a}x}$, se promoverá de manera excesiva la precipitación de los carbonitruros de Ti y se producirá un sobrevejecimiento.

Índice de tratamiento térmico IN: de 16500 a 19500

El índice de tratamiento térmico IN es un valor obtenido usando la temperatura de calentamiento T_n (K) del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación y el período de tiempo t (en unidades de h; en adelante denominado como "período de tiempo de tratamiento térmico t ") desde el inicio del tratamiento térmico hasta el final del mismo, mediante la indexación de la redistribución y la aniquilación de las dislocaciones, el crecimiento de Ostwald y similares de los carbonitruros y los fenómenos que se presentan en función del proceso de activación térmica, tal como un movimiento deslizante de dislocaciones, un deslizamiento transversal, un movimiento en sentido ascendente de las dislocaciones causado por la difusión de las vacantes y la difusión dentro del compuesto de base de elementos de aleación que son procesos elementales de los mismos (Literatura no de patente 3: Toshihiro Tsuchiyama, Heat Treatment 42 (2002), 163).

En general, este índice es un valor obtenido, cuando se mantiene un parámetro de templado que se aplica como $(T+273)(\log(t/3600)+C)$ en un momento en que el producto intermedio se mantiene durante un período de tiempo t (segundos) a una determinada temperatura fija T ($^{\circ}\text{C}$), se extiende a las condiciones de tratamiento térmico en las que continuamente se presentan fluctuaciones de temperatura. En el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación a la temperatura a la que se llega finalmente, la temperatura de inicio del tratamiento térmico se toma como T_i ($^{\circ}\text{C}$), el período de tiempo del tratamiento térmico t se divide en un período de tiempo muy pequeño Δt_{IN} (s) y la temperatura de calentamiento promedia en un enésimo intervalo Δt_{IN} ($= t_n$) se toma como T_n (en la que n es un número natural). De manera específica, se determina un período de tiempo muy pequeño t_1 que es un período de tiempo tal que se obtiene un valor igual a IN_i a una temperatura de calentamiento promedia T_2 para zonas de período de tiempo muy pequeño Δt_{IN} que están próximas, de manera consecutiva, después de determinarse el índice de tratamiento térmico (en este caso, denotado por " IN_1 ") a T_1 . Mediante el uso del determinado período de tiempo muy pequeño t_1 , IN se determina para un período de tiempo ($\Delta t_{\text{IN}}+t_1$) a T_2 y el IN determinado se toma como el índice de tratamiento térmico IN para el período que va desde el inicio del tratamiento térmico hasta t_2 . El índice de tratamiento térmico IN se puede determinar hasta el enésimo intervalo mediante la repetición de un cálculo similar. En este momento, el índice de tratamiento térmico IN en un punto de tiempo en el que se completa el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación hasta el enésimo intervalo se define mediante la Fórmula (6). Cabe destacar que, en la presente invención, el período de tiempo muy pequeño Δt_{IN} se toma como que es de 1 segundo.

$$\text{IN} = (T_n+273)(\log(t_n/3600)+20) \quad (6)$$

En la que t_n en la Fórmula (6) se define mediante la Fórmula (7).

$$t_n/3600=10^{X+\Delta t_{\text{IN}}/3600} \quad (7)$$

En la que $X = ((T_{n-1}+273)/(T_n+273))(\log(t_{n-1}/3600)+20)-20$. Además, $t_1 = \Delta t_{\text{IN}}$. T_n en la Fórmula (6) se define mediante la Fórmula (8).

$$T_n = T_{n-1} + \alpha \Delta t_{\text{IN}} \quad (8)$$

En la que α representa la velocidad de aumento de temperatura o la velocidad de enfriamiento ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$) a la temperatura T_{n-1} .

Si el índice de tratamiento térmico IN es mayor que 19500, en algunos casos, avanza demasiado la precipitación de los carbonitruros de Ti finos y se produce un sobreenviejamiento. Además, avanza demasiado la recuperación de las dislocaciones y disminuye la resistencia a la tracción. Por otro lado, si el índice de tratamiento térmico IN es menor que 16500, no avanza de manera adecuada la precipitación de los carbonitruros de Ti finos. En tal caso también, no se obtiene la resistencia a la tracción deseada. Además, debido a que no avanza la recuperación de las dislocaciones y no se mejora la ductilidad, disminuye la capacidad de formación de la pieza en bruto laminada a medida.

Mediante la realización de las etapas de producción descritas anteriormente, se produce una pieza en bruto laminada a medida que tiene las características mencionadas anteriormente.

[Otras etapas]

En las etapas para la producción de la placa de acero laminada en caliente, también puede realizarse una etapa de tratamiento de galvanizado o puede realizarse una etapa de tratamiento de galvanizado después del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación mencionado anteriormente. El tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación también puede realizarse durante una etapa de tratamiento de galvanizado. También puede realizarse, adicionalmente, un tratamiento en superficie separado sobre la placa de acero laminada en caliente sobre la que se forma una capa galvanizada. En caso de realizar un tratamiento de galvanizado sobre la pieza en bruto laminada a medida después del decapado, puede realizarse un tratamiento de aleación, según se requiera, para formar una capa galvanizada aleada. En este caso, en la pieza en bruto laminada a medida, se obtiene una excelente resistencia a la corrosión y se potencia la resistencia a la soldadura con respecto a diversos tipos de soldadura, tales como la soldadura por puntos.

Ejemplos

[Evaluación de la placa de acero laminada en caliente]

[Método de producción]

Se produjo el acero en estado fundido que tenía las composiciones químicas descritas en la Tabla 1 y se produjeron las planchas usando al acero en estado fundido.

Tabla 1

Composición química (unidad: % en masa, siendo el resto Fe e impurezas)

Tipo de acero	Composición química (unidad: % en masa, siendo el resto Fe e impurezas)																F1	Comentarios					
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	V	Cr	w	Mg			Ca	REM	B	Otros	
A	0,065	1,20	2,44	0,016	0,003	0,024	0,0026	0,144	0,020	-	-	-	-	-	-	0,001	-	-	0,001	-	-	0,1306	Ejemplo de la presente invención
B	0,062	0,06	1,99	0,014	0,002	0,011	0,0039	0,076	0,039	-	-	-	-	-	-	-	0,002	-	-	-	-	0,0596	Ejemplo de la presente invención
C	0,042	0,73	1,04	0,010	0,001	0,028	0,0038	0,034	0,019	-	-	-	-	-	-	-	-	0,001	-	-	-	0,0195	Ejemplo de la presente invención
D	0,081	0,29	1,61	0,011	0,003	0,025	0,0040	0,138	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,1198	Ejemplo de la presente invención
E	0,075	0,25	1,30	0,011	0,005	0,034	0,0019	0,125	-	0,08	0,04	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,1110	Ejemplo de la presente invención
F	0,077	0,23	1,41	0,012	0,004	0,021	0,0033	0,133	-	-	-	0,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,1157	Ejemplo de la presente invención
G	0,078	0,29	1,52	0,008	0,006	0,022	0,0040	0,135	-	-	-	-	0,11	-	-	-	-	-	-	-	-	0,1123	Ejemplo de la presente invención
H	0,074	0,32	1,46	0,015	0,007	0,012	0,0016	0,144	-	-	-	-	-	0,10	-	-	-	-	-	-	-	0,1177	Ejemplo de la presente invención
I	0,073	0,33	1,57	0,010	0,004	0,025	0,0058	0,148	-	-	-	-	-	-	0,13	-	-	-	-	-	-	0,1221	Ejemplo de la presente invención
J	0,120*	0,64	1,11	0,010	0,002	0,034	0,0044	0,044	0,018	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,0259	Ejemplo comparativo
K	0,026*	0,66	1,10	0,003	0,002	0,037	0,0045	0,037	0,014	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,0186	Ejemplo comparativo
L	0,045	0,71	1,08	0,011	0,001	0,034	0,0014	0,154*	0,022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,1374	Ejemplo comparativo

Tipo de acero	Composición química (unidad: % en masa, siendo el resto Fe e impurezas)																F1	Comentarios				
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	V	Cr	w	Mg			Ca	REM	B	Otros
M	0,048	0,75	1,07	0,002	0,001	0,021	0,0028	0,014*	0,020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,0029	Ejemplo comparativo
N	0,050	0,73	1,08	0,002	0,001	0,035	0,0042	0,005*	0,024	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0,0109*	Ejemplo comparativo
O	0,046	0,73	1,01	0,005	0,001	0,032	0,0108	0,040	0,022	*	-	-	-	-	-	-	-	0,0008	-	-	0,0015	Ejemplo comparativo
P	0,045	0,53	1,39	0,009	0,009	0,03	0,0072	0,035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0,0032	Ejemplo comparativo

* indica que el valor está fuera del intervalo prescrito en la presente invención.

Las placas de acero laminadas en caliente se produjeron usando las planchas en las condiciones mostradas en la Tabla 2.

[Tabla 2]

5

TABLA 2

Número de laminado en caliente	Condiciones de producción														Comentarios					
	Factores metalúrgicos		Calentamiento (S1)		Laminado de desbaste (S2)			Laminado de acabado (S3)						Enfriamiento (S4)			Bobinado (S5)			
	Tipo de acero	SRT _{mi} (°C)	T _{S1} (°C)	t _{S1} (min)	Número de pasadas total TPN	Reducción de espesor global R _{S2} (%)	Número de pasadas de desbaste específico SPN	Tiempo de espera t _{S3} (s)	Temperatura en reposo T _{S3} (°C)	Reducción de espesor global R _{S3} (%)	Reducción de espesor R _{F2} de las pasadas finales (%)	FT (°C)	Relación de forma SR	Tiempo de espera t _{S4} (s)		Velocidad de enfriamiento o CR (°C/s)	Temperatura de suspensión T _{S4} (°C)	Longitud de difusión L _{total} (µm)	CT (°C)	
1	A	1233	646	1250	90	9	86	3	60	1050	91	38	980	5,2	1,8	40	465	0,02	450	Ejemplo de la presente invención
2	B	1173	718	1200	90	9	86	3	60	1030	91	38	970	4,7	1,5	30	565	0,08	550	Ejemplo de la presente invención
3	B	1173	718	1100*	90	9	86	3	60	1000	91	38	940	5	1,5	20	565	0,10	550	Ejemplo comparativo
4	B	1173	718	1200	90	9	86	3	60	1020	91	38	950	5,5	1,5	15	565	0,11	550	Ejemplo de la presente invención
5	B	1173	718	1200	90	3	58*	2	60	1000	91	38	940	5,2	1,5	20	565	0,10	550	Ejemplo comparativo
6	B	1173	718	1200	90	7	72	0*	60	1000	91	38	940	4,8	1,5	20	565	0,10	550	Ejemplo comparativo
7	B	1173	718	1200	90	9	86	3	180*	1000	91	38	940	4,6	1,5	20	565	0,10	550	Ejemplo comparativo
8	B	1173	718	1200	90	9	86	3	60	980*	91	38	920	5,8	1,5	20	565	0,10	550	Ejemplo comparativo
9	B	1173	718	1200	90	9	86	3	60	1030	74*	38	940	4,3	1,5	20	565	0,10	550	Ejemplo comparativo
10	B	1173	718	1200	90	9	86	3	60	1030	91	28*	940	3,6	1,5	20	565	0,10	550	Ejemplo comparativo
11	B	1173	718	1200	90	9	86	3	60	1030	91	38	940	5,5	4,4*	20	565	0,10	550	Ejemplo comparativo
12	B	1173	718	1200	90	9	86	3	60	1030	91	38	940	5,1	1,5	8*	615*	0,17*	600	Ejemplo comparativo
13	B	1173	718	1200	90	9	86	3	60	1030	91	38	940	4,9	1,5	15	665*	0,14	650*	Ejemplo comparativo
14	C	1079	834	1150	120	11	90	1	30	1045	90	32	920	4,5	1,3	70	100	0,14	≤100	Ejemplo de la presente invención

Número de laminado en caliente	Factores metalúrgicos		Condiciones de producción														Comentarios			
			Calentamiento (S1)		Laminado de desbaste (S2)			Laminado de acabado (S3)						Enfriamiento (S4)				Bobinado (S5)		
			Tipo de acero	SRT _{mi} (°C)	A _{R3} (°C)	T _{S1} (°C)	t _{S1} (min)	Número de pasadas total TPN	Reducción de espesor global R _{S2} (%)	Número de pasadas específicas SPN	Tiempo de espera t _{S3} (s)	Temperatura en reposo T _{S3} (°C)	Reducción de espesor global R _{S3} (%)	Reducción de espesor de las pasadas finales (%)	FT (°C)	Relación de forma SR			Tiempo de espera t _{S4} (s)	Velocidad de enfriamiento o CR (°C/s)
15	C	1079	834	1150	120	11	90	1	30	1045	90	32	820*	4,3	1,3	70	100	0,14	≤100	Ejemplo comparativo
16	C	1079	834	1150	120	11	90	1	30	1045	90	32	1020*	4,8	1,3	30	515	0,36*	500	Ejemplo comparativo
17	C	1079	834	1150	120	11	90	1	30	1045	90	32	920	4,7	1,3	15	615*	0,62*	600	Ejemplo comparativo
18	D	1249	781	1250	60	5	81	3	120	1020	87	32	950	4,6	1,3	40	465	0,14	450	Ejemplo de la presente invención
19	E	1233	799	1250	60	5	81	3	120	1020	87	32	950	4,3	1,3	50	365	0,14	350	Ejemplo de la presente invención
20	F	1241	787	1250	60	7	86	2	90	1040	92	32	960	4,1	1,3	50	515	0,15	500	Ejemplo de la presente invención
21	G	1244	789	1250	60	7	86	2	90	1040	92	32	960	4	1,3	50	465	0,14	450	Ejemplo de la presente invención
22	H	1245	787	1250	60	3	77	3	45	1065	87	45	980	5,7	1,3	40	415	0,14	400	Ejemplo de la presente invención
23	I	1246	787	1250	60	3	77	3	45	1065	87	45	980	6,2	1,3	40	415	0,14	400	Ejemplo de la presente invención
24	J*	1182	803	1200	90	7	86	2	90	1030	92	45	920	6,5	1,3	60	415	0,14	400	Ejemplo comparativo
25	K*	1050	837	1200	90	7	86	2	90	1010	92	45	920	5,8	1,3	70	100	0,14	≤100	Ejemplo comparativo
26	L*	1206	828	1250	90	7	86	2	90	1010	92	45	920	5,6	1,3	50	100	0,15	≤100	Ejemplo comparativo
27	M*	1025	829	1200	90	7	86	2	90	1010	92	45	920	6,1	1,3	100	415	0,16	400	Ejemplo comparativo
28	N*	962	825	1200	90	7	86	2	90	1010	92	45	920	6	1,3	100	415	0,15	400	Ejemplo comparativo

Número de laminado en caliente	Factores metalúrgicos		Condiciones de producción														Comentarios			
			Calentamiento (S1)		Laminado de desbaste (S2)				Laminado de acabado (S3)						Enfriamiento (S4)				Bobinado (S5)	
			Tipo de acero	SRT _{min} (°C)	A _{F3} (°C)	T _{S1} (°C)	t _{S1} (min)	Número total TPN	Reducción de espesor global (%)	R _{S2} (%)	Número de pasadas específicas	SPN	Tiempo de espera t _{S3} (s)	T _{S3} (°C)	Reducción de espesor global R _{S3} (%)	Reducción de espesor R _{F3} de las pasadas finales (%)		FT (°C)	Relación de forma SR	Tiempo de espera t _{S4} (s)
29	O*	1098	833	1200	90	7	86	2	90	1010	92	45	920	5,8	1,3	100	415	0,17*	400	Ejemplo comparativo
30	B	1173	718	1200	90	9	86	3	60	1010	87	32	930	2,9*	1,5	20	565	0,10	550	Ejemplo comparativo
31	P*	1086	815	1200	90	9	89	1	30	1045	90	37	900	4,5	1,3	70	100	0,14	≤100	Ejemplo comparativo

* indica que el valor está fuera del intervalo prescrito en la presente invención.

- Con referencia a la tabla 2, en primer lugar, se realizó el tratamiento de solución a una temperatura de solución SRT_{min} (°C) descrito en la Tabla 2 con respecto a las respectivas planchas de los tipos de acero descritos en la columna de "tipo de acero". Posteriormente, se calentó la plancha relevante durante un período que corresponde a tsi a una temperatura de calentamiento T_{S1} (°C) en la etapa de calentamiento (S1). Se realizó la etapa de laminado de desbaste (S2) sobre la plancha calentada relevante para producir una barra de desbaste. El número de pasadas total TPN (veces), la reducción de espesor global R_{S2} (%) y el número de pasadas específico SPN (veces) en este momento fueron tal como se muestran en la Tabla 2.
- Se realizó la etapa de laminado de acabado (S3) usando la barra de desbaste producida de este modo. El período de tiempo t_{S3} (s) desde después del final del laminado de desbaste hasta el inicio del laminado de acabado, la temperatura de inicio del laminado de acabado T_{S3} (°C), la reducción de espesor global R_{S3} (%), la reducción de espesor R_{F2} de las dos pasadas finales (%), la temperatura de finalización del laminado de acabado FT (°C) y la relación de forma SR en este momento fueron tal como se muestran en la Tabla 2, respectivamente.
- Se realizó la etapa de enfriamiento (S4) sobre la placa de acero laminada en caliente después de la finalización del laminado de acabado. En la etapa de enfriamiento, el período de tiempo t_{S4} (s) desde después del final del laminado de acabado hasta el inicio del enfriamiento, la velocidad de enfriamiento promedia CR (°C/s), la temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} (°C) y la longitud de difusión acumulativa total L_{total} (µm) fueron tal como se muestran en la Tabla 2, respectivamente.
- Se realizó una etapa de bobinado (S5) sobre la placa de acero laminada en caliente después de la etapa de enfriamiento. La temperatura de bobinado CT fue tal como se muestra en la Tabla 2.
- [Ensayo de evaluación]
- Se realizaron los siguientes ensayos sobre las respectivas placas de acero laminadas en caliente obtenidas mediante las etapas de producción descritas anteriormente.
- [Ensayo de observación de la microestructura]
- Se extrajo una muestra de las placas de acero laminadas en caliente de los respectivos números de laminado en caliente y se realizó la observación de la microestructura mediante el método descrito anteriormente. Además, mediante el método descrito anteriormente, se identificaron las fases dentro de la microestructura de cada número de laminado en caliente y se determinó la relación de área (%) de cada fase. La Tabla 3 muestra la relación de área de cada fase. En una columna de "bainita" en la Tabla 3, se describe la relación de área (%) de la bainita. En una columna "distinta", "PF" indica la relación de área de la ferrita poligonal, "M" indica la relación de área de la martensita, "P" indica la relación de área de la perlita y "F de trabajo" indica la relación de área de la ferrita trabajada. En los presentes ejemplos, en los que la longitud circunferencial de un grano de ferrita diana se representa mediante lq y el diámetro equivalente de círculo del mismo se representa mediante dq , la ferrita, para la que $lq/dq \geq 3,5$, se define como ferrita de trabajo.
- [Ensayo de medición de la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos y de la cantidad de BH]
- Se tomaron muestras de una parte de centro en la dirección de espesor de placa de cada número de laminado en caliente y se determinaron la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos, así como la cantidad de BH, mediante el método descrito anteriormente. Las densidades numéricas n_0 determinadas y las cantidades de BH se muestran en la Tabla 3.
- [Ensayo de medición de las densidades polares D1 a D3]
- La densidad polar D1 del grupo de orientación $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$, la densidad polar D2 de la orientación de cristal $\{332\}<113>$ y la densidad polar D3 de la orientación de cristal $\{110\}<001>$ se determinaron mediante el método descrito anteriormente. Las densidades polares D1 a D3 obtenidas se muestran en la Tabla 3.
- [Ensayo de tensión]
- Se extrajo una muestra para ensayo n.º 5 de cada número de laminado en caliente de conformidad con JIS Z 2201. Se realizó un ensayo de tensión de conformidad con JIS Z 2241 a una temperatura habitual usando las muestras para ensayo n.º 5 extraídas. Se determinaron el límite elástico YP (MPa), la resistencia a la tracción TS (MPa) y el alargamiento a la rotura EI (%). El límite elástico YP (MPa), la resistencia a la tracción TS (MPa) y el alargamiento a la rotura EI (%) determinados se muestran en la Tabla 3.
- Además, $|\Delta r|$, que es el índice de la anisotropía en el plano, se determinó mediante el siguiente método. Se tomó una muestra para ensayo de una parte en una posición equivalente a 1/4 del ancho de placa de la placa de acero laminada en caliente. Se determinaron la relación de presión de plástico (r_0) en la dirección de laminado, la relación de presión de plástico (r_{45}) en una dirección de 45 ° con respecto a la relación de laminado y la relación de presión

de plástico (r_{90}) en una dirección de 90 ° (dirección de ancho de placa) con respecto a la dirección de laminado usando la muestra para ensayo. $|\Delta r|$ se determinó mediante la siguiente fórmula usando los valores determinados.

$$|\Delta r| = |(r_0 - 2 \times r_{45} + r_{90}) / 2|$$

5 Las dianas respectivas para determinar la resistencia a la tracción de las placas de acero laminadas en caliente son de la siguiente manera:

- 10 Acero de tipo A de la clase de 980 MPa: más de 915 MPa;
 Acero de tipos B, D y J de la clase de 780 MPa: más de 715 MPa;
 Acero de tipos C, E, F, H, I y L de la clase de 690 MPa: más de 625 MPa; y
 Acero de tipos G, K, M, N, O y P de la clase de 590 MPa: más de 525 MPa.

15 Se determinó que, si el alargamiento a la rotura E_l de la placa de acero laminada en caliente es del 13 % o más, resulta difícil que se produzca craqueo en prensa en la pieza en bruto laminada a medida después del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación y se presenta una excelente capacidad de formación en frío en la placa de acero laminada en caliente y la pieza en bruto laminada a medida.

20 Se determinó que, si $|\Delta r|$, que es el índice de la anisotropía en el plano, es de 0,6 o menos, la anisotropía en el plano es pequeña y se presenta una excelente capacidad de formación en frío en la placa de acero laminada en caliente. Por el contrario, se determina que, si $|\Delta r|$ es mayor que 0,6, la anisotropía en el plano es grande y se requiere un recorte y, por tanto, se reduce el rendimiento.

[Resultados de ensayo]

25 Los resultados de ensayo se muestran en la Tabla 3.

[Tabla 3]

TABLA 3

Número de laminado en caliente	Tipo de acero	Microestructura						Características mecánicas					Comentarios	
		Relación de área (%)		Estado de Ti		Cantidad de BH (MPa)	Densidad polar D1	Densidad polar D2	Densidad polar D3	Yp (MPa)	ST (MPa)	EI (%)		Δf
		Bainita	Otros	Estado en presencia de Ti	Densidad numérica I_{Ti} ($\times 10^{17}$ por cm^3)									
1	A	85	PF: 13, M:2	Disuelto/agrupamiento	0,02	47	1,7	2,5	4,2	932	1063	13,3	0,27	Ejemplo de la presente invención
2	B	55	PF:45	Disuelto/agrupamiento	0,01	52	1,8	2,6	3,7	686	726	17,0	0,30	Ejemplo de la presente invención
3	B	45	PF:55	Precipitado grueso	0,01	7*	2,1	3,1	3,8	612	658	23,4	0,45	Ejemplo comparativo
4	B	50	PF:50	Disuelto/agrupamiento	0,01	65	2,0	2,9	4,9	674	715	17,2	0,40	Ejemplo de la presente invención
5	B	45	PF:55	Precipitado grueso	0,3	9*	2,1	3,1	4,1	697	710	12,3	0,45	Ejemplo comparativo
6	B	45	PF:55	Precipitado grueso	0,5	8*	2,1	3,1	4,6	680	715	11,7	0,45	Ejemplo comparativo
7	B	45	PF:55	Precipitado grueso	0,2	9*	2,1	3,1	4,1	684	705	16,2	0,45	Ejemplo comparativo
8	B	40	PF:60	Precipitado grueso	0,1	14*	2,5	3,5	4,4	678	722	16,1	0,57	Ejemplo comparativo
9	B	45	PF:55	Precipitado grueso	0,1	2*	2,1	3,1	3,5	669	725	10,3	0,45	Ejemplo comparativo
10	B	45	PF:55	Disuelto/agrupamiento	0,01	57	4,2*	4,6	2,8	688	733	16,3	0,88*	Ejemplo comparativo
11	B	40	PF:60	Precipitado grueso	0,2	10*	2,1	3,1	5,1	623	690	16,2	0,45	Ejemplo comparativo
12	B	40	PF:60	Precipitado de TiC	2	5*	2,1	3,1	4,0	630	702	15,8	0,45	Ejemplo comparativo
13	B	0*	PF:75, P:25	Precipitado de TiC	1,8	2*	2,1	3,1	4,0	703	776	14,6	0,45	Ejemplo comparativo
14	C	20	PF:78, M:2	Disuelto/agrupamiento	0,3	43	2,5	3,5	3,7	561	663	30,4	0,57	Ejemplo de la presente invención
15	C	15*	F de trabajo: 13, M:2	Precipitado grueso	0,07	14*	5,4**	5,7**	4,2	716	723	9,6	1,21	Ejemplo comparativo
16	c	45	PF:55	Precipitado de TiC	2*	3*	1,6	2,3	2,1*	624	710	16,0	0,22	Ejemplo comparativo
17	c	0*	PF:95, P:5	Precipitado de TiC	1,1*	7*	2,5	3,5	3,6	633	708	15,4	0,57	Ejemplo comparativo
18	D	50	PF:50	Disuelto/agrupamiento	0,01	38	2,0	2,9	3,7	748	866	15,8	0,40	Ejemplo de la presente invención
19	E	35	PF:65	Disuelto/agrupamiento	0,02	52	2,0	2,9	3,2	561	650	29,7	0,40	Ejemplo de la presente invención
20	F	25	PF:75	Disuelto/agrupamiento	0,01	65	1,9	2,7	3,0	580	661	29,6	0,35	Ejemplo de la presente invención
21	G	30	PF:70	Disuelto/agrupamiento	0,01	43	1,9	2,7	3,0	556	624	31,0	0,35	Ejemplo de la presente invención
22	H	35	PF:65	Disuelto/agrupamiento	0,02	49	1,7	2,5	5,0	564	638	30,0	0,27	Ejemplo de la presente invención
23	I	35	PF:65	Disuelto/agrupamiento	0,03	52	1,7	2,5	5,6	603	664	28,8	0,27	Ejemplo de la presente invención
24	J*	0*	PF:80, P:20*	Disuelto/agrupamiento	0,01	27	2,5	3,5	4,9	798	886	11,0	0,57	Ejemplo comparativo
25	K*	0*	PF:100*	Disuelto/agrupamiento	0,01	32	2,5	3,5	4,7	287	451	38,4	0,57	Ejemplo comparativo
26	L*	20	PF:15, M:5	Disuelto/agrupamiento	0,01	41	4,8**	5,4**	4,7	622	677	24,0	1,11	Ejemplo comparativo
27	M*	25	PF:75	Precipitado grueso	0,01	13*	2,5	3,5	5,4	496	511	31,0	0,57	Ejemplo comparativo

Número de laminado en caliente	Tipo de acero	Relación de área (%)				Microestructura							Características mecánicas				Comentarios
		Bainita	Otros	Estado de Ti		Estado en presencia de Ti	Densidad numérica n_0 ($\times 10^{17}$ por cm^3)	Cantidad de BH (MPa)	Densidad polar D1	Densidad polar D2	Densidad polar D3	YP (MPa)	ST (MPa)	EI (%)	ΔT		
				Densidad numérica	Cantidad de BH (MPa)												
28	N*	25	PF:75	-	0	43	2,5	3,5	5,5	448	488	32,0	0,57	Ejemplo comparativo			
29	O*	25	PF:75	Precipitado de TiC	2,3*	11*	2,5	3,5	5,0	477	519	30,4	0,57	Ejemplo comparativo			
30	B	40	PF:60	Disuelto	0,01	38	2,7	3,5	1,8*	689	731	16	0,29	Ejemplo comparativo			
31	P*	25	PF:73, M:2	Disuelto	0,01	29	2,6	3,4	3,7	497	556	28	0,53	Ejemplo comparativo			

* y ** indican que el valor está fuera del intervalo prescrito en la presente invención.

- Las composiciones químicas de los números de laminado en caliente 1, 2, 4, 14 y 18 a 23 fueron adecuadas y también fueron adecuadas las condiciones de producción. Por lo tanto, en la microestructura, la relación de área de la bainita fue del 20 % o más y el resto fue principalmente ferrita. Además, también fueron adecuadas cada una de las densidades polares D1 a D3. Además, la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti fue de 1×10^{17} por cm^3 o menos. Por consiguiente, se obtuvo una alta resistencia a la tracción. Asimismo, el alargamiento a la rotura fue del 13 % o más, que sirve como índice que indica que la placa de acero laminada en caliente tiene una excelente capacidad de formación en frío. Además, $|\Delta r|$ fue de 0,6 o menos, lo que indica que la anisotropía en el plano fue suficientemente baja.
- Por otro lado, aunque fue adecuada la composición química del número de laminado en caliente 3, la temperatura de calentamiento T_{S1} fue menor que SRT_{\min} . Por consiguiente, aunque la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos fue baja, permaneció una gran cantidad de carbonitruros de Ti gruesos y la cantidad de BH llegó a ser baja. Como resultado, la resistencia a la tracción de la placa de acero laminada en caliente fue una resistencia baja de 715 MPa o menos.
- Con respecto al número de laminado en caliente 5, la reducción de espesor global R_{S2} en la etapa de laminado de desbaste fue demasiado baja. Por consiguiente, la no homogeneidad de los diámetros de partícula de austenita y la segregación no se resolvieron de manera suficiente y precipitó una gran cantidad de carbonitruros de Ti gruesos, que son ineficaces para el fortalecimiento. Aunque la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos fue baja, la cantidad de BH llegó a ser baja. Como resultado, la resistencia a la tracción de la placa de acero laminada en caliente fue una resistencia baja de 715 MPa o menos y, además, el alargamiento a la rotura fue un valor bajo de menos del 13 % y la capacidad de formación en frío de la placa de acero laminada en caliente fue baja.
- Con respecto al número de laminado en caliente 6, en la etapa de laminado de desbaste, el número de pasadas específico SPN, para el que se realizó el laminado a una reducción de espesor del 20 % o más en un intervalo de temperatura de 1050 a 1150 °C, fue menor que 1, es decir, 0. Por consiguiente, la no homogeneidad de los diámetros de partícula de austenita y la segregación no se resolvieron de manera suficiente y precipitó una gran cantidad de carbonitruros de Ti gruesos, que son ineficaces para el fortalecimiento, y la cantidad de BH fue baja. Como resultado, la resistencia a la tracción de la placa de acero laminada en caliente fue una resistencia baja de 715 MPa o menos y el alargamiento a la rotura también fue un valor bajo de menos del 13 %.
- Con respecto al número de laminado en caliente 7, el período de tiempo t_{S3} hasta el inicio del laminado de acabado fue demasiado largo. Por consiguiente, se engrosaron los carbonitruros de Ti y la cantidad de BH llegó a ser baja. Como resultado, la resistencia a la tracción fue una resistencia baja de 715 MPa o menos.
- Con respecto al número de laminado en caliente 8, la temperatura de inicio T_{S3} de la temperatura de laminado de acabado fue demasiado baja. Por consiguiente, la cantidad de BH llegó a ser baja. Como resultado, aunque no hubo ningún problema particular con respecto a las características (resistencia a la tracción TS, alargamiento a la rotura EL y $|\Delta r|$) de la placa de acero laminada en caliente, tal como se describe a continuación, la capacidad de formación en frío de una pieza en bruto laminada a medida producida usando la placa de acero laminada en caliente del número de laminado en caliente 8 fue baja.
- Con respecto al número de laminado en caliente 9, la reducción global R_{S3} en el laminado de acabado fue demasiado baja. Por consiguiente, no se refinaron los granos de austenita y se promovió la precipitación no homogénea. Como resultado, la cantidad de BH llegó a ser baja. Además, se formó la bainita en forma de fila. Por lo tanto, el alargamiento a la rotura fue menor que el 13 % y la capacidad de formación en frío de la placa de acero laminada en caliente fue baja.
- Con respecto al número de laminado en caliente 10, la reducción R_{F2} de las dos pasadas finales fue menor que el 30 %. Por consiguiente, la recristalización en una parte de centro en la dirección de espesor de placa fue insuficiente después de la reducción de laminado final y, como resultado, la densidad polar D1 fue menor que 4. Por lo tanto, $|\Delta r|$ fue mayor que 0,6.
- Con respecto al número de laminado en caliente 11, después del laminado de acabado, el período de tiempo t_{S4} hasta el inicio del enfriamiento fue demasiado largo. Por consiguiente, aumentaron demasiado los carbonitruros de Ti gruesos y la cantidad de BH llegó a ser baja. Como resultado, la resistencia a la tracción fue una resistencia baja de 715 MPa o menos.
- Con respecto al número de laminado en caliente 12, la velocidad de enfriamiento promedia CR en la etapa de enfriamiento fue demasiado lenta. Además, la temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} fue alta y la longitud de difusión acumulativa L_{total} fue demasiado grande. Por consiguiente, la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado alta. Como resultado, la resistencia a la tracción fue una resistencia baja de 715 MPa o menos.
- Con respecto al número de laminado en caliente 13, la temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} y la temperatura de bobinado CT fueron, cada una, demasiado altas. Por consiguiente, no se generó bainita y la

densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado alta. Como resultado, aunque no hubo ningún problema particular con respecto a las características (resistencia a la tracción TS, alargamiento a la rotura EL y $|\Delta r|$) de la placa de acero laminada en caliente, tal como se describe a continuación, la capacidad de formación en frío de una pieza en bruto laminada a medida producida usando la placa de acero laminada en caliente del número de laminado en caliente 13 fue baja.

Con respecto al número de laminado en caliente 15, la temperatura de finalización del laminado de acabado FT en la etapa de laminado de acabado fue menor que el punto A_{r3} . Por consiguiente, la relación de área de la bainita en la microestructura fue demasiado baja y la relación de área de la ferrita poligonal también fue baja. Además, precipitó una gran cantidad de carbonitruros de Ti gruesos y la cantidad de BH llegó a ser menor que 15 MPa. Las densidades polares D1 y D2 también fueron demasiado altas. Como resultado, $|\Delta r|$ fue mayor que 0,6 y la anisotropía en el plano fue grande. Además, el alargamiento a la rotura EL fue menor que el 13 % y la capacidad de formación en frío de la placa de acero laminada en caliente fue baja.

Con respecto al número de laminado en caliente 16, la temperatura de finalización FT del laminado de acabado fue demasiado alta. Además, la longitud de difusión acumulativa L_{total} fue demasiado grande. Por consiguiente, la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado alta. Como resultado, aunque no hubo ningún problema particular con respecto a las características (resistencia a la tracción TS, alargamiento a la rotura EL y $|\Delta r|$) de la placa de acero laminada en caliente, tal como se describe a continuación, la capacidad de formación en frío de una pieza en bruto laminada a medida producida usando la placa de acero laminada en caliente del número de laminado en caliente 16 fue baja.

Con respecto al número de laminado en caliente 17, la temperatura de suspensión de enfriamiento T_{S4} fue demasiado alta y la longitud de difusión acumulativa L_{total} fue demasiado grande. Por consiguiente, no se generó bainita y la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti fue demasiado alta. Como resultado, aunque no hubo ningún problema particular con respecto a las características (resistencia a la tracción TS, alargamiento a la rotura EL y $|\Delta r|$) de la placa de acero laminada en caliente, tal como se describe a continuación, la capacidad de formación en frío de una pieza en bruto laminada a medida producida usando la placa de acero laminada en caliente del número de laminado en caliente 17 fue baja.

En el caso del número de laminado en caliente 24, el contenido de C fue demasiado alto. Por consiguiente, no se generó bainita y la relación de área de la ferrita fue también baja. Como resultado, el alargamiento a la rotura EL fue demasiado bajo.

En el caso del número de laminado en caliente 25, el contenido de C fue demasiado bajo. Por consiguiente, no se generaron bainita ni ferrita y la resistencia a la tracción fue demasiado baja.

En el caso del número de laminado en caliente 26, el contenido de Ti fue demasiado alto. Por consiguiente, las densidades polares D1 y D2 fueron demasiado altas y $|\Delta r|$ fue mayor que 0,6.

En el caso del número de laminado en caliente 27, el contenido de Ti fue demasiado bajo. Además, la longitud de difusión acumulativa L_{total} fue demasiado grande. Por consiguiente, se formaron carbonitruros de Ti gruesos y disminuyó la cantidad de BH. Como resultado, la resistencia a la tracción de la placa de acero laminada en caliente fue baja.

En el caso del número de laminado en caliente 28, el contenido de Ti fue demasiado bajo. Además, el valor de F1 fue menor que 0 y no cumplió la Fórmula (1). Como resultado, la resistencia a la tracción fue demasiado baja.

En el caso del número de laminado en caliente 29, el contenido de N fue demasiado alto. Por consiguiente, la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado alta y la resistencia a la tracción fue baja.

Con respecto al número de laminado en caliente 30, la composición química fue adecuada y F1 cumplió la Fórmula (1). Sin embargo, la relación de forma SR fue demasiado baja. Por consiguiente, la densidad polar D3 fue demasiado baja. Como resultado, tal como se describe a continuación, la relación de dureza HR de la pieza en bruto laminada a medida fue mayor que 1,5 y la capacidad de formación en frío de la pieza en bruto laminada a medida fue baja.

Con respecto al número de laminado en caliente 31, aunque fue adecuada la composición química, F1 no cumplió la Fórmula (1). Como resultado, la resistencia a la tracción fue demasiado baja.

[Producción de piezas en bruto laminadas a medida]

A continuación, se produjeron piezas en bruto laminadas a medida en las condiciones mostradas en la Tabla 4 usando las placas de acero laminadas en caliente de cada número de laminado en caliente mostrado en la Tabla 3.

[Tabla 4]

TABLA 4

Número de laminado en frío	Número de laminado en caliente	Clase de resistencia	Laminado en frío (S6)		Tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación (S7)					Características				Trabajo en prensa		Comentarios			
			Tasa de laminado en frío (%)	Rebote R _{mín} /R _{máx}	Sistema de calentamiento	Temperatura T _{máx} (°C)	F2	Período de tiempo de mantenimiento t _k (s)	F3	Índice de tratamiento térmico IN	Densidad de dislocación p (×10 ¹⁴ /m ²)	Densidad numérica n _l (×10 ¹⁷ /cm ³)	Relación de dureza HR	ST	Chapado		Craqueo	Resistencia	
1-1	1	980	6	40	No	BAF	600	110	120	1260	17700	0,1	8	1,11	1139	No	No	○	Ejemplo de la presente invención
2-1	2	780	6	35	No	BAF	600	110	120	1260	17700	0,01	5	1,12	806	Si	No	○	Ejemplo de la presente invención
2-2	2	780	0*	30	No	BAF	600	110	120	1260	17700	0,000002	1*	1,52*	732	Si	Si	-	Ejemplo comparativo
2-3	2	780	10	60*	No	BAF	600	No	120	1260	17700	10*	5	1,18	812	No	Si	-	Ejemplo comparativo
2-4	2	780	6	35	No	BAF	570*	131	150	1377	16950	100*	0,5*	1,31	755	No	Si	-	Ejemplo comparativo
2-5	2	780	6	35	No	BAF	850*	-65	120	285	23000*	0,05	1*	1,05	703	Si	No	×	Ejemplo comparativo
2-6	2	780	6	35	No	BAF	600	110	1500*	1260	17800	0,05	0,2*	1,02	720	Si	No	×	Ejemplo comparativo
2-7	2	780	6	45	No	BAF	750	5	650	675	19750*	0,07	0,1*	1,04	716	No	No	×	Ejemplo comparativo
2-8	2	780	6	35	No	CAL	700	40	90	870	18100	0,02	5	1,12	806	No	No	○	Ejemplo de la presente invención
2-9	2	780	6	50	No	CAL	580*	124	150	1338	16000*	0,9	0,3*	1,54*	723	No	Si	-	Ejemplo comparativo
2-10	2	780	6	50	No	CAL	800*	-30	90	480	19000	0,06	0,8*	1,05	752	No	No	×	Ejemplo comparativo
2-11	2	780	6	50	No	CAL	700	40	10*	870	18000	10*	0,1*	1,61*	718	Si	Si	-	Ejemplo comparativo
2-12	2	780	6	50	No	CAL	600	110	120	1260	16350*	10*	0,08*	1,51*	806	Si	Si	-	Ejemplo comparativo
3-1	3	780	6	50	No	BAF	610	103	120	1221	18000	0,02	0,0000002*	1,16	632	No	No	×	Ejemplo comparativo
4-1	4	780	10	50	No	BAF	650	75	90	1065	18500	0,01	3	1,13	800	No	No	○	Ejemplo de la presente invención
5-1	5	780	Fractura durante el laminado en frío																
6-1	6	780	Fractura durante el laminado en frío																
7-1	7	780	8	40	No	CAL	700	40	60	870	18150	0,00002	0,2*	0,89*	687	Si	Si	-	Ejemplo comparativo
8-1	8	780	8	40	No	CAL	710	33	60	831	18350	0,00004	0,1*	0,92*	710	Si	Si	-	Ejemplo comparativo
9-1	9	780	Fractura durante el laminado en frío																
10-1	10	780	8	40	Si	BAF	620	96	150	1182	18000	0,03	5	1,57*	807	No	No	-	Ejemplo comparativo
11-1	11	780	8	40	No	BAF	610	103	120	1221	17950	0,00002	0,2*	0,98*	701	No	Si	-	Ejemplo comparativo
12-1	12	780	8	40	No	BAF	610	103	120	1221	17950	0,00004	0,1*	0,87*	713	No	Si	-	Ejemplo comparativo
13-1	13	780	8	40	No	BAF	600	110	120	1260	17700	0,00005	0,5*	0,96*	752	No	Si	-	Ejemplo comparativo
14-1	14	690	6	40	No	CAL	740	12	30	714	19200	0,01	3	1,15	750	No	No	○	Ejemplo de la presente invención

Número de laminado en frío	Número de laminado en caliente	Clase de resistencia	Laminado en frío (S6)		Tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación (S7)						Características				Trabajo en prensa		Comentarios	
			Tasa de laminado en frío (%)	Recorte	Sistema de calentamiento	Temperatura T _{máx} (°C)	F2	Período de tiempo de mantenimiento	F3	Índice de tratamiento térmico IN _{dislocación}	Densidad de dislocación (×10 ¹⁷)	Densidad numérica n1 (×10 ¹⁷)	Relación de dureza	ST	Chapado	Craqueo		Resistencia
15-1	15	690																Ejemplo comparativo
16-1	16	690	7	No	CAL	720	26	60	792	18450	0,0005	0,5*	0,84*	689	Sí	Sí	-	Ejemplo comparativo
17-1	17	690	7	No	CAL	720	26	60	792	18450	0,0002	0,5*	0,88*	692	Sí	Sí	-	Ejemplo comparativo
18-1	18	780	7	No	BAF	600	110	120	1260	17500	0,03	4	1,14	932	No	No	o	Ejemplo de la presente invención
18-2	18	780	7	No	CAL	720	26	45	792	18500	0,02	6	1,14	940	No	No	o	Ejemplo de la presente invención
18-3	18	780	7	No	CAL	850	-65	240	285	22500	0,07	0,8*	1,53*	792	No	Sí	-	Ejemplo comparativo
19-1	19	590	6	No	CAL	710	33	150	831	18300	0,001	3	1,16	702	No	No	o	Ejemplo de la presente invención
20-1	20	590	6	No	CAL	730	19	120	753	18750	0,006	4	1,18	729	No	No	o	Ejemplo de la presente invención
21-1	21	590	6	No	BAF	610	103	120	1221	17950	0,002	2	1,16	692	Sí	No	o	Ejemplo de la presente invención
22-1	22	590	6	No	BAF	660	68	90	1026	18650	0,004	5	1,18	749	Sí	No	o	Ejemplo de la presente invención
23-1	23	590	6	No	BAF	640	82	90	1104	18300	0,001	3	1,16	699	No	No	o	Ejemplo de la presente invención
24-1	24	780																Ejemplo comparativo
25-1	25	440	6	No	CAL	700	40	90	870	18100	0,000002	0,1*	0,87*	435	No	Sí	-	Ejemplo comparativo
26-1	26	590	6	Sí	CAL	700	40	90	870	18100	2*	5	1,57*	723	No	Sí	-	Ejemplo comparativo
27-1	27	590	6	No	CAL	700	40	90	870	18100	0,01	0,000000001*	1,68*	500	Sí	Sí	-	Ejemplo comparativo
28-1	28	590	6	No	CAL	700	40	90	870	18100	0,01	0,000000003*	1,61*	488	Sí	Sí	-	Ejemplo comparativo
29-1	29	590																Ejemplo comparativo
30-1	30	780	6	No	CAL	700	40	90	870	18100	0,02	4	1,52*	802	No	Sí	-	Ejemplo comparativo
31-1	31	590	6	No	CAL	700	40	90	870	18100	0,01	0,0001*	1,58*	543	No	Sí	-	Ejemplo comparativo

* indica que el valor está fuera del intervalo prescrito en la presente invención.

De manera específica, mediante el uso de las placas de acero laminadas en caliente de los números de laminado en caliente mostrados en la Tabla 4, en primer lugar, se realizó el laminado en frío para producir productos intermedios en forma de pieza en bruto laminada a medida. En la Tabla 4, se muestran un valor mínimo R_{\min} y un valor máximo R_{\max} de la tasa de laminado en frío.

5 Los respectivos productos intermedios, después del laminado en frío, se sometieron al tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación en las condiciones mostradas en la Tabla 4 para producir piezas en bruto laminadas a medida. En la columna del "sistema de calentamiento" en la Tabla 4, el término "CAL" indica que se usó el equipo de tratamiento térmico de tipo continuo. El término "BAF" indica que se usó un horno de tratamiento
10 térmico de tipo discontinuo. En la tabla 4, "F2" indica que $F2 = 530-0,7 \times T_{\max}$ y "F3" indica que $F3 = 3600-3,9 \times T_{\max}$.

En la tabla 4, una columna de "clase de resistencia" indica la clase de resistencia de las respectivas placas de acero, después del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, como una clase entre las clases 440, 590, 780 y 980. En caso de que la resistencia a la tracción, después del tratamiento térmico, sea de 800 MPa, la resistencia a
15 la tracción se clasifica como la clase de 780 MPa.

Además, las piezas en bruto laminadas a medida de los números de laminado en frío, para los que "Sí" se describe en la columna de "Chapado" en la Tabla 4, se sometieron a un tratamiento de galvanizado en estado fundido y se formó una capa de chapado sobre las mismas.
20

[Ensayo de evaluación]

[Densidad de dislocación ρ]

25 La densidad de dislocación ρ se determinó mediante el método descrito anteriormente. Las densidades de dislocación ρ determinadas se muestran en la Tabla 4.

[Densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos]

30 La densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos se determinó mediante el método descrito anteriormente. Las densidades numéricas n_1 determinadas se muestran en la Tabla 4.

[Relación de dureza HR]

35 La relación de dureza HR se determinó basándose en el método descrito anteriormente. Las relaciones de dureza HR determinadas se muestran en la Tabla 4.

[Ensayo de evaluación de la capacidad de formación]

40 Se realizó un ensayo de trabajo en prensa sobre las piezas en bruto laminadas a medida. En el ensayo de trabajo en prensa, se sometió un troquel de modelo de sombrero (R5, altura de formación 50 mm, base 80 mm) que simulaba un refuerzo de pilar B a un ensayo de prensa a 120 kN de BHF.

45 Se determinó el resultado "Sí" con respecto al "craqueo en prensa" en caso de que se produzca craqueo en una línea de cresta y se determinó "No" en caso de que no se produzca craqueo. Se determinó la presencia/ausencia mediante observación visual.

Con respecto a la "resistencia de elemento", se usó una muestra para ensayo de trituración obtenida mediante soldadura por puntos de partes de brida de un elemento de tipo sombrero que tenía un R de 5 mm, una base de 40 mm, una altura de formación de 40 mm, dos partes de brida de 25 mm y una longitud de 300 mm a una placa posterior que tenía un tamaño de 110 mm x 300 mm y, posteriormente, mediante soldadura a la misma de una placa superior (250 mm cuadrados) para realizar un ensayo de trituración. Un caso en el que la resistencia a la trituración, cuando se aplicó una carga de compresión en la dirección longitudinal, fue el mismo nivel de resistencia que o superior al criterio se denota mediante "o" y un caso en el que el criterio no se cumplió se denota mediante "x".
50

55 Además, un caso en el que no pudo realizarse el ensayo de trituración debido al craqueo producido en el momento del prensado se denota mediante "-".

[Resultados de ensayo]

60 Los resultados de ensayo de las piezas en bruto laminadas a medida se muestran en la Tabla 4. Con referencia a la tabla 4, en cuanto a los números de laminado en frío 1-1, 2-1, 2-8, 4-1, 14-1, 18-1, 18-2, 19-1, 20-1, 21-1, 22-1 y 23-1, la placa de acero laminada en caliente fue adecuada y las condiciones de producción también fueron adecuadas. Por consiguiente, la densidad de dislocación ρ de la pieza en bruto laminada a medida fue de $1 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ o menos y la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue mayor que 2×10^{17} por cm^3 . Además, la relación de dureza HR se encontraba en un intervalo de más de 1,0 a 1,5. Por consiguiente, no se produjo craqueo en el trabajo en prensa y la resistencia a la trituración estática también fue superior al criterio. Además, la resistencia a la tracción
65

TS de cada pieza en bruto laminada a medida fue de 590 MPa o más. Por consiguiente, se obtuvieron piezas en bruto laminadas a medida que fueron excelentes en cuanto a la resistencia y la capacidad de formación.

- 5 Por el contrario, con respecto al número de laminado en frío 2-2, la tasa de laminado en frío R para la parte de pared más espesa fue menor que el 5 %. Por consiguiente, la relación de dureza promedia HR fue mayor que 1,5. Debido a que no hubo ninguna diferencia entre la dureza de una parte de pared espesa y la dureza de una parte de pared delgada de la pieza en bruto laminada a medida, se produjo craqueo en el momento del prensado y la capacidad de formación fue baja.
- 10 Con respecto al número de laminado en frío 2-3, la tasa de laminado en frío R de la parte de pared más delgada fue mayor que el 50 % durante el laminado en frío. Por consiguiente, la densidad de dislocación ρ de la parte de pared más delgada fue demasiado alta y se produjo craqueo en el momento del prensado.
- 15 Con respecto al número de laminado en frío 2-4, la temperatura de calentamiento más alta $T_{\text{máx}}$ en el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación fue demasiado baja. Por consiguiente, la densidad de dislocación ρ de la parte de pared más delgada fue demasiado alta. Además, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja. Como resultado, se produjo craqueo en el momento del prensado y la capacidad de formación de la pieza en bruto laminada a medida fue baja.
- 20 Con respecto al número de laminado en frío 2-5, la temperatura de calentamiento más alta $T_{\text{máx}}$ en el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación fue demasiado alta. Además, el índice de tratamiento térmico IN fue demasiado alto. Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti fue demasiado baja y la resistencia después del trabajo en prensa fue demasiado baja.
- 25 Con respecto al número de laminado en frío 2-6, el período de tiempo de mantenimiento t_K a 600 °C o más del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación fue demasiado largo. Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja y la resistencia después del trabajo en prensa fue demasiado baja.
- 30 Con respecto al número de laminado en frío 2-7, el índice de tratamiento térmico IN fue demasiado alto. Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja y la resistencia después del trabajo en prensa fue demasiado baja.
- 35 Con respecto al número de laminado en frío 2-9, la temperatura de calentamiento más alta $T_{\text{máx}}$ en el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación fue demasiado baja y el índice de tratamiento térmico IN fue también bajo. Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja. Además, la relación de dureza promedia HR fue demasiado alta. Como resultado, se produjo craqueo en el momento del prensado.
- 40 Con respecto al número de laminado en frío 2-10, la temperatura de calentamiento más alta $T_{\text{máx}}$ en el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación fue demasiado alta. Como resultado, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja y no se obtuvo la resistencia adecuada después del trabajo en prensa.
- 45 Con respecto al número de laminado en frío 2-11, el período de tiempo de mantenimiento t_K a 600 °C o más del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación fue demasiado corto. Como resultado, la densidad de dislocación ρ fue demasiado alta y la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja. Además, la relación de dureza promedia HR fue demasiado alta. Como resultado, se produjo craqueo en el momento del prensado.
- 50 Con respecto al número de laminado en frío 2-12, el índice de tratamiento térmico IN del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación fue demasiado bajo. Como resultado, la densidad de dislocación ρ fue demasiado alta y la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja. La relación de dureza promedia HR fue también demasiado alta.
- 55 Con respecto al número de laminado en frío 3-1, la cantidad de BH en la placa de acero laminada en caliente fue demasiado baja. Por consiguiente, aunque fueron adecuadas las condiciones para la producción de la pieza en bruto laminada a medida, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja. Como resultado, la resistencia después del trabajo en prensa fue baja.
- 60 Con respecto a los números de laminado en frío 5-1 y 6-1, en la placa de acero laminada en caliente, la cantidad de BH fue demasiado baja y el alargamiento a la rotura El fue demasiado bajo. Por consiguiente, se produjo craqueo durante el laminado en frío.
- 65 Con respecto a los números de laminado en frío 7-1 y 8-1, la cantidad de BH en la placa de acero laminada en caliente que se utilizó fue demasiado baja. Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja. Además, la relación de dureza promedia HR fue demasiado baja. Como resultado, se produjo

craqueo en el momento del prensado.

Con respecto al número de laminado en frío 9-1, en la placa de acero laminada en caliente que se utilizó, la cantidad de BH fue demasiado baja y el alargamiento a la rotura El fue demasiado bajo. Por consiguiente, se produjo craqueo durante el laminado en frío.

Con respecto al número de laminado en frío 10-1, la densidad polar D1 de la placa de acero laminada en caliente utilizada fue demasiado alta y $|\Delta r|$ fue demasiado alto. Por consiguiente, la relación de dureza promedia HR fue demasiado alta y se produjo craqueo en el momento del trabajo en prensa.

Con respecto al número de laminado en frío 11-1, la cantidad de BH de la placa de acero laminada en caliente utilizada fue demasiado baja. Además, con respecto a los números de laminado en frío 12-1 y 13-1, la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos en las placas de acero laminadas en caliente utilizadas fue demasiado alta. Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja. Además, la relación de dureza promedia HR fue demasiado baja. Como resultado, se produjo craqueo en el momento del prensado.

Con respecto al número de laminado en frío 15-1, se utilizó una placa de acero laminada en caliente en la que las densidades polares D1 y D2 fueron altas y la anisotropía en el plano fue grande. Por consiguiente, se fracturó la placa de acero laminada en caliente durante el laminado en frío.

Con respecto a los números de laminado en frío 16-1 y 17-1, la densidad numérica n_0 de los carbonitruros de Ti finos de la placa de acero laminada en caliente que se utilizó fue demasiado alta. Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja. Además, la relación de dureza promedia HR fue demasiado baja. Como resultado, se produjo craqueo en el momento del prensado.

Con respecto al número de laminado en frío 18-3, aunque se usó una placa de acero laminada en caliente adecuada, la temperatura de calentamiento más alta $T_{\text{máx}}$ en el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación fue demasiado alta y el índice de tratamiento térmico IN fue demasiado alto. Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja y la relación de dureza promedia HR fue demasiado alta. Como resultado, se produjo craqueo en el momento del prensado.

Con respecto al número de laminado en frío 24-1, se usó una placa de acero laminada en caliente en la que el contenido de C fue demasiado alto. Por consiguiente, se fracturó la placa de acero laminada en caliente durante el laminado en frío.

Con respecto al número de laminado en frío 25-1, se usó una placa de acero laminada en caliente en la que el contenido de C fue demasiado bajo. Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja y la relación de dureza promedia HR fue también demasiado baja. Como resultado, se produjo craqueo durante el trabajo en prensa.

Con respecto al número de laminado en frío 26-1, se usó una placa de acero laminada en caliente en la que el contenido de Ti fue demasiado alto y las densidades polares D1 y D2 fueron altas. Por consiguiente, la densidad de dislocación ρ fue demasiado alta y la relación de dureza promedia HR fue demasiado alta. Como resultado, se produjo craqueo en el momento del trabajo en prensa.

Con respecto a los números de laminado en frío 27-1 y 28-1, se usó una placa de acero laminada en caliente en la que el contenido de Ti fue demasiado bajo. Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja y la relación de dureza HR fue demasiado alta. Como resultado, se produjo craqueo en el momento del trabajo en prensa.

Con respecto al número de laminado en frío 29-1, se usó una placa de acero laminada en caliente en la que el contenido de N fue demasiado alto. Como resultado, se fracturó la placa de acero laminada en caliente durante el laminado en frío.

Con respecto al número de laminado en frío 30-1, la densidad polar D3 de la placa de acero laminada en caliente que se utilizó fue demasiado baja. Por consiguiente, la relación de dureza HR fue demasiado alta y se produjo craqueo en el momento del trabajo en prensa.

Con respecto al número de laminado en frío 31-1, en la placa de acero laminada en caliente que se utilizó, F1 no cumplió la Fórmula (1). Por consiguiente, la densidad numérica n_1 de los carbonitruros de Ti finos fue demasiado baja y la relación de dureza HR fue demasiado alta. Como resultado, se produjo craqueo en el momento del trabajo en prensa.

Una realización de la presente invención se ha descrito anteriormente. Sin embargo, la realización descrita anteriormente es simplemente un ejemplo para la implementación de la presente invención. Por consiguiente, la

presente invención no está limitada a la realización descrita anteriormente y la realización descrita anteriormente puede modificarse de manera adecuada dentro de un intervalo que no se desvíe del alcance técnico de la presente invención.

5 Aplicabilidad industrial

De acuerdo con la presente realización, se puede obtener una pieza en bruto laminada a medida que tenga una resistencia a la tracción de 590 MPa o más y que tenga también una excelente capacidad de formación en frío. La pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la presente invención puede usarse para usos, tales como componentes de bastidor de automóviles, así como elementos de placa internos, elementos estructurales y elementos de bajos de carrocería con respecto a los que se exige un alto nivel de rendimiento con respecto a la energía de absorción de colisión, rigidez, resistencia a la fatiga y similares, y la contribución industrial de los mismos es extremadamente significativa.

REIVINDICACIONES

1. Una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida que comprende:

- 5 una composición química que consiste en, en % en masa,
 C: del 0,03 al 0,1 %,
 Si: el 1,5 % o menos,
 Mn: del 1,0 al 2,5 %,
 10 P: el 0,1 % o menos,
 S: el 0,02 % o menos,
 Al: del 0,01 al 1,2 %,
 N: el 0,01 % o menos,
 Ti: del 0,015 al 0,15 %,
 15 Nb: del 0 al 0,1 %,
 Cu: del 0 al 1 %,
 Ni: del 0 al 1 %,
 Mo: del 0 al 0,2 %,
 V: del 0 al 0,2 %,
 20 Cr: del 0 al 1 %,
 W: del 0 al 0,5 %,
 Mg: del 0 al 0,005 %,
 Ca: del 0 al 0,005 %,
 metal de tierra rara: del 0 al 0,1 %,
 B: del 0 al 0,005 % y
 25 uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en Zr, Sn, Co y Zn en una cantidad total del 0 al 0,05 %, con el resto que es Fe e impurezas, y que cumple la Fórmula (1); y una microestructura que contiene, en términos de relación de área, el 20 % o más de bainita, con el 50 % o más, en términos de relación de área, del resto que es ferrita;

30 en la que:

- en una posición de profundidad que es equivalente a la mitad del espesor de una placa desde una superficie de la placa de acero laminada en caliente, el valor promedio de las densidades polares de un grupo de orientación {100}<011> a {223}<110> que comprende las orientaciones de cristal {100}<011>, {116}<110>, {114}<110>,
 35 {113}<110>, {112}<110>, {335}<110> y {223}<110> es de cuatro o menos y la densidad polar de una orientación de cristal {332}<113> es de 4,8 o menos;
 en una posición de profundidad que es equivalente a un octavo del espesor de la placa desde la superficie de la placa de acero laminada en caliente, la densidad polar de una orientación de cristal {110}<001> es de 2,5 o más; la densidad numérica de los carbonitruros finos de Ti que tienen un diámetro de partícula de 10 nm o menos entre los carbonitruros de Ti en la placa de acero laminada en caliente es de $1,0 \times 10^{17}$ por cm^3 ; y la cantidad de endurecimiento por coacción es de 15 MPa o más;

$$[\text{Ti}] - 48/14 \times [\text{N}] - 48/32 \times [\text{S}] \geq 0 \quad (1),$$

- 45 en la que el contenido (% en masa) de un elemento correspondiente se sustituye por cada símbolo de un elemento en la Fórmula (1).

2. La placa de acero laminada en caliente de acuerdo con la reivindicación 1, en la que:

la composición química contiene uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en:

- 50 Nb: del 0,005 al 0,1 %,
 Cu: del 0,005 al 1 %,
 Ni: del 0,005 al 1 %,
 55 Mo: del 0,005 al 0,2 %,
 V: del 0,005 al 0,2 %,
 Cr: del 0,005 al 1 % y
 W: del 0,01 al 0,5 %.

3. La placa de acero laminada en caliente de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en la que:

60 la composición química contiene uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en:

- Mg: del 0,0005 al 0,005 %,
 65 Ca: del 0,0005 al 0,005 % y
 metal de tierra rara: del 0,0005 al 0,1 %.

4. La placa de acero laminada en caliente de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en la que la composición química contiene:
B: del 0,0002 al 0,005 %.

5 5. La placa de acero laminada en caliente de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en la que la composición química contiene:
uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en Zr, Sn, Co y Zn en una cantidad total del 0,005 al 0,05 %.

10 6. Una pieza en bruto laminada a medida producida usando una placa de acero laminada en caliente de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, en la que el espesor de placa cambia en una forma cónica en una dirección de laminado, que comprende:

15 una parte de pared espesa y
una parte de pared delgada que es más delgada que la parte de pared espesa;

en la que:

20 en la pieza en bruto laminada a medida, la relación de una dureza promedia $H_{t\max}$ de la parte de pared más espesa en la que el espesor de la placa es el más espeso respecto a una dureza promedia $H_{t\min}$ de la parte de pared más delgada en la que el espesor de la placa es el más delgado se encuentra en un intervalo de más de 1,0 hasta 1,5,
la densidad de dislocación promedia de la parte de pared más delgada es de $1 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ o menos y
25 la densidad numérica de los carbonitruros finos de Ti que tienen un diámetro de partícula de 10 nm o menos es de más de 2×10^{17} por cm^3 .

7. La pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la reivindicación 6, que comprende, adicionalmente, una capa galvanizada sobre una superficie de la misma.

30 8. Un método para la producción de una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida, que comprende:

35 una etapa de calentamiento a no menos de una temperatura SRT_{\min} que se define mediante la Fórmula (2) de una plancha que contiene, en % en masa, C: del 0,03 al 0,1 %, Si: el 1,5 % o menos, Mn: del 1,0 al 2,5 %, P: el 0,1 % o menos, S: el 0,02 % o menos, Al: del 0,01 al 1,2 %, N: el 0,01 % o menos, Ti: del 0,015 al 0,15 %, Nb: del 0 al 0,1 %, Cu: del 0 al 1 %, Ni: del 0 al 1 %, Mo: del 0 al 0,2 %, V: del 0 al 0,2 %, Cr: del 0 al 1 %, W: del 0 al 0,5 %, Mg: del 0 al 0,005 %, Ca: del 0 al 0,005 %, metal de tierra rara: del 0 al 0,1 %, B: del 0 al 0,005 % y uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en Zr, Sn, Co y Zn en una cantidad total del 0 al 0,05 %, con el resto que es Fe e impurezas, y que cumple la Fórmula (1);

40 una etapa de producción de una barra de desbaste mediante la realización del laminado de desbaste con una reducción global del 60 al 90 % con respecto a la plancha que se calienta y, durante el laminado de desbaste, mediante la realización de una pasada de laminado o más a una reducción del 20 % o más, cuando la temperatura de la plancha es de 1050 a 1150 °C;

45 una etapa de producción de una placa de acero mediante el inicio del laminado de acabado con respecto a la barra de desbaste dentro de los 150 segundos posteriores a la finalización del laminado de desbaste y la realización del laminado de acabado en el que la temperatura de la barra de desbaste, cuando se inicia el laminado de acabado, se encuentra en un intervalo de 1000 °C a menos de 1080 °C, la reducción global se ajusta en un intervalo del 75 al 95 %, la reducción total en las dos pasadas finales se ajusta al 30 % o más, la temperatura de finalización del laminado de acabado se ajusta en un intervalo de una temperatura de transformación Ar_3 a 1000 °C y la relación de forma SR que se define mediante la Fórmula (3) se ajusta a 3,5 o más;

50 una etapa de inicio del enfriamiento de la placa de acero dentro de los tres segundos posteriores a la finalización del laminado de acabado, ajuste de la temperatura de suspensión de enfriamiento a 600 °C o menos y ajuste de la velocidad de enfriamiento promedia hasta la temperatura de suspensión de enfriamiento de entre 15 °C por segundo y 150 °C por segundo para enfriar de este modo la placa de acero y realización de una longitud de difusión acumulativa total L_{total} , que se define mediante la Fórmula (4), en un período de tiempo hasta el inicio del bobinado después de que la temperatura de la placa de acero supere la temperatura de transformación Ar_3 , de 0,15 μm o menos; y

60 una etapa de bobinado de la placa de acero después del enfriamiento a una temperatura de bobinado de 600 °C o menos;

$$[\text{Ti}]-48/14 \times [\text{N}]-48/32 \times [\text{S}] \geq 0 \% \quad (1)$$

$$SRT_{\min} = 10780 / \{5,13 - \log([\text{Ti}] \times [\text{C}])\} - 273 \quad (2)$$

$$SR = ld/hm \quad (3)$$

$$L_{total} = \sum \sqrt{D(T)\Delta t_L} \quad (4)$$

5 en la que el contenido (% en masa) de un elemento correspondiente se sustituye por cada símbolo de un elemento en la Fórmula (1) y la Fórmula (2) e ld en la Fórmula (3) representa la longitud de un arco de contacto entre un rodillo de laminado que realiza una reducción de laminado final en el laminado de acabado y la placa de acero y se define mediante la siguiente fórmula:

$$10 \quad ld = \sqrt{L \times (h_{in} - h_{out})/2}$$

en la que L (mm) representa el diámetro del rodillo de laminado, h_{in} representa el espesor de placa (mm) de la placa de acero en un lado de entrada del rodillo de laminado y h_{out} representa el espesor de placa (mm) de la placa de acero en un lado de salida del rodillo de laminado y en la que hm se define mediante la siguiente fórmula:

$$15 \quad hm = (h_{in} + h_{out})/2$$

en la que Δt_L en la Fórmula (4) representa el período de tiempo hasta el inicio del bobinado después de que la temperatura de la placa de acero supere la temperatura de transformación Ar_3 y es un período de tiempo muy pequeño de 0,2 segundos y $D(T)$ representa el coeficiente de difusión de volumen de T_i a T °C y se define mediante la siguiente fórmula, en la que el coeficiente de difusión de T_i se representa mediante D_0 , la energía de activación se representa mediante Q y la constante de gas se representa mediante R :

$$25 \quad D(T) = D_0 \times \text{Exp}\{-Q/R(T+273)\}.$$

9. El método para la producción de una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la reivindicación 8, en el que: la plancha contiene uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en:

30 Nb: del 0,005 al 0,1 %,
Cu: del 0,005 al 1 %,
Ni: del 0,005 al 1 %,
Mo: del 0,005 al 0,2 %,
35 V: del 0,005 al 0,2 %,
Cr: del 0,005 al 1 % y
W: del 0,01 al 0,5 %.

40 10. El método para la producción de una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la reivindicación 8 o 9, en el que: la plancha contiene uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en:

45 Mg: del 0,0005 al 0,005 %,
Ca: del 0,0005 al 0,005 % y
metal de tierra rara: del 0,0005 al 0,1 %.

11. El método para la producción de una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 8 a 10, en el que:

50 la plancha contiene:
B: del 0,0002 al 0,005 %;
y/o en el que:
la plancha contiene:
55 uno o más tipos de elementos seleccionados entre un grupo que consiste en Zr, Sn, Co y Zn en una cantidad total del 0,005 al 0,05 %.

12. Un método para la producción de una pieza en bruto laminada a medida que usa una plaza de acero laminada en caliente producida mediante un método para la producción de una placa de acero laminada en caliente para una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 8 a 11, que comprende:

60 una etapa de producción de una placa de acero laminada en frío mediante la realización del laminado en frío sobre una placa de acero laminada en caliente al tiempo que se cambia la reducción dentro de un intervalo de más del 5 % hasta el 50 %, de manera que el espesor de la placa cambia en una forma cónica en una dirección longitudinal de la placa de acero laminada en caliente y

una etapa de realización de un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación sobre la placa de acero laminada en frío;

en el que:

- 5 en el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, la temperatura de calentamiento más alta $T_{m\acute{a}x}$ es de 600 a 750 °C,
 el período de tiempo de mantenimiento t_K (s) a 600 °C o más cumple la Fórmula (5) con respecto a la temperatura de calentamiento más alta $T_{m\acute{a}x}$, y
 10 el índice de calentamiento térmico IN definido mediante la Fórmula (6) es de 16500 a 19500,

$$530-0,7 \times T_{m\acute{a}x} \leq t_K \leq 3600-3,9 \times T_{m\acute{a}x} \quad (5)$$

$$IN = (T_n + 273)(\log(t_n/3600) + 20) \quad (6)$$

- 15 en la que t_n (s) en la Fórmula (6) se define mediante la Fórmula (7):

$$t_n/3600 = 10^X + \Delta t_{IN}/3600 \quad (7)$$

- 20 en la que $X = ((T_{n-1} + 273)/(T_n + 273))(\log(t_{n-1}/3600) + 20) - 20$, $t_1 = \Delta t_{IN}$ y Δt_{IN} es de un segundo;
 T_n (°C) en la Fórmula (6) se define mediante la Fórmula (8):

$$T_n = T_{n-1} + \alpha \Delta t_{IN} \quad (8)$$

- 25 en la que α representa la velocidad de aumento de temperatura o la velocidad de enfriamiento (°C/s) a la temperatura T_{n-1} .

13. El método para la producción de una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la reivindicación 12, que comprende, adicionalmente:

- 30 una etapa de realización de un tratamiento de galvanizado antes de la etapa de calentamiento de la plancha, antes de la etapa de enfriamiento de la placa de acero después del laminado de acabado, antes de la etapa de bobinado de la placa de acero que se enfría o después de la etapa de realización de un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación.

- 35 14. El método para la producción de una pieza en bruto laminada a medida de acuerdo con la reivindicación 13, que comprende, adicionalmente:

una etapa de realización de un tratamiento de aleación entre 450 y 600 °C después de la realización del tratamiento de galvanizado.

FIG. 1A

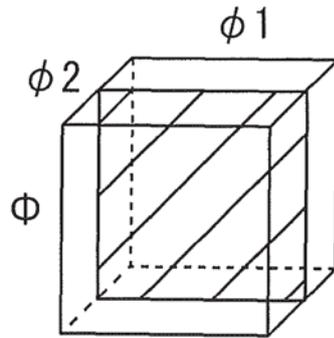


FIG. 1B

