

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 297 047**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)

C21D 8/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA MODIFICADA
TRAS OPOSICIÓN

T5

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **04.10.2002 E 02800781 (3)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **26.09.2012 EP 1444374**

54 Título: **Chapa delgada de acero, de alta resistencia, que se puede embutir y es excelente en la propiedad de fijación de las formas, y método para su producción**

30 Prioridad:

04.10.2001 JP 2001308285

26.11.2001 JP 2001360084

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

20.02.2013

73 Titular/es:

NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-3, Otemachi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo 100-8071, JP

72 Inventor/es:

YOKOI, TATSUO;
HAYASHIDA, TERUKI;
SUGIURA NATSUKO;
NAKAMURA, TAKAAKI y
NAKAMOTO, TAKEHIRO

74 Agente/Representante:

DE ELZABURU MÁRQUEZ, Alberto

DESCRIPCIÓN

Chapa delgada de acero, de alta resistencia, que se puede embutir y es excelente en la propiedad de fijación de las formas, y método para su producción.

5 La presente invención se refiere a una chapa delgada de acero, de alta resistencia, que se puede embutir y que es excelente en la propiedad de fijación de las formas, y a un método para producir la chapa de acero. Mediante esta invención, es particularmente posible obtener una buena capacidad de embutición incluso con una chapa de acero que tenga una textura desfavorable para el trabajo de embutición.

10 La aplicación de las aleaciones de aluminio y otros metales ligeros y de chapas de acero de alta resistencia en piezas de automóviles se ha extendido recientemente con el fin de reducir el peso de los automóviles y, por lo tanto, reducir el consumo de combustible y otras ventajas relacionadas. Sin embargo, mientras que los metales ligeros, como por ejemplo las aleaciones de aluminio, tienen la ventaja de una alta resistencia específica, su aplicación se limita a usos especiales porque son mucho más costosos que el acero. Para reducir más el peso de los automóviles, por lo tanto una más amplia aplicación de bajo coste, se requieren claramente chapas de acero de alta resistencia.

15 Sin embargo, cuando se aplica una deformación por flexión a la pieza de trabajo de una chapa de acero de alta resistencia, debido a su alta resistencia, su forma después del trabajo tiende a desviarse de la forma de la plantilla de conformado y a volver a la forma original. El fenómeno de la forma después de un trabajo, en una pieza de trabajo que vuelve a la forma original, se denomina recuperación elástica del material. Cuando se produce la recuperación elástica del material, no se obtiene la forma prevista en la pieza de trabajo. Por esta razón, las chapas de acero de alta resistencia usadas para carrocerías de automóviles convencionales han estado muy limitadas a las que tienen una resistencia de hasta 440 MPa.

20 Aunque es necesario reducir más el peso de la carrocería del automóvil mediante el uso de una chapa de acero de alta resistencia, que tenga una alta resistencia de 490 MPa o más, no hay disponible hasta la fecha una chapa de acero de alta resistencia que muestre una pequeña recuperación elástica y que tenga una buena propiedad de fijación de las formas. Ni que decir tiene que potenciar la propiedad de la fijación de las formas después del trabajo de una chapa de acero, de alta resistencia, que tiene una resistencia de hasta 440 MPa o de una chapa de un acero medio, es extremadamente importante para mejorar la exactitud de la forma de los productos, tales como automóviles y electrodomésticos.

30 La Publicación de Patente Japonesa no examinada, N° H10-72644, describe una chapa de acero inoxidable austenítico laminada en frío que tiene una pequeña cantidad de recuperación elástica (referida como exactitud dimensional en la presente invención), caracterizada porque la convergencia de una textura {200} en un plano paralelo a las superficies laminadas es 1,5 o más. Sin embargo, la publicación no incluye ninguna descripción relacionada con la tecnología de reducir los fenómenos de recuperación elástica y/o el alabeo de pared de una chapa de acero ferrítico.

35 Además de lo anterior, como una tecnología para reducir la cantidad de recuperación elástica de una chapa de acero inoxidable ferrítico, la Publicación de Patente Japonesa no examinada, N° 2001-32050, describe una invención en la que la relación de las intensidades de los rayos X reflejados de un plano {100} paralelo a las superficies de las chapas, se controla a 2 o más en la textura en el centro del espesor de la chapa. Sin embargo, la invención ni se refiere a la reducción del alabeo de pared ni incluye ninguna especificación referente al grupo de componentes de la orientación {100}<110> a {223}<110> y la componente de la orientación {112}<110>, que es una componente de la orientación importante para reducir el alabeo de pared.

40 Además, el documento WO N° 00/06791 describe una chapa delgada de acero ferrítico en la que la relación de las intensidades de los rayos X reflejados de un plano {100} respecto a las de un plano {111} se controla en 1 o más, con el fin de mejorar la propiedad de fijación de las formas. Sin embargo, a diferencia de la presente invención, esta invención no hace referencia a las relaciones de las intensidades de los rayos X en el grupo de componentes de la orientación de {100}<110> a {223}<110> respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X y las de las componentes de la orientación {554}<225>, {111}<112> y {111}<110> respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X, y además, no hay descripción sobre la tecnología de mejora de la capacidad de embutición.

45 La Publicación de Patente Japonesa no examinada, N° 2001-64750, describe una chapa de acero laminada en frío, en la que como una tecnología para reducir la cantidad de recuperación elástica, la relación de las intensidades de los rayos X reflejados de un plano {100} paralelo a las superficies de las chapas se controla en 3 o más. Sin embargo, esta invención se caracteriza por especificar la relación de las intensidades de los rayos X reflejados de un plano {100} sobre cada superficie de una chapa de acero, y la posición de la medida de rayos X es diferente de la posición especificada en la presente invención, donde la relación media de las intensidades de los rayos X en el grupo de componentes de la orientación {100}<011> a {223}<110> se mide en el centro del espesor de la chapa de acero. Además, esta invención ni se refiere a las componentes de la orientación de {554}<225>, {111}<112> y {111}<110>, ni describe ninguna tecnología para mejorar la capacidad de embutición.

55 Además, como una chapa de acero, excelente en la propiedad de la fijación de las formas, la Publicación de Patente Japonesa no examinada, N° 2000-297349, describe una chapa de acero laminada en caliente, en la que el valor absoluto de la anisotropía en el plano de valor r , Δr se controla a 0,2 o menos. Sin embargo, esta invención se carac-

teriza por mejorar la propiedad de fijación de las formas disminuyendo el límite elástico, y no incluye ninguna descripción referente al control de la textura que esté dirigida a mejorar la propiedad de fijación de las formas basada en la filosofía descrita en la presente invención.

- 5 En semejante situación, la presente invención se refiere a una chapa delgada de acero de alta resistencia que se puede embutir y que es excelente en la propiedad de fijación de las formas para obtener una buena capacidad de embutición incluso con una chapa de acero que tenga una textura desfavorable para un trabajo de embutición, y a un método para producir la misma. En otras palabras, el objeto de la presente invención es proporcionar una chapa delgada de acero de alta resistencia, excelente en la propiedad de fijación de las formas y en la capacidad de embutición, y a un método para producir dicha chapa de acero de una forma económica y estable.
- 10 Los inventores de la presente invención, en consideración al procedimiento de producción de chapas delgadas de acero de alta resistencia actualmente producido a escala industrial, que usa de instalaciones de producción empleadas de forma general, estudiaron fervientemente cómo obtener una chapa delgada de acero de alta resistencia que tuviese simultáneamente tanto una buena propiedad de fijación de las formas como una alta capacidad de embutición.
- 15 Como resultado, se ha establecido la presente invención basada en el nuevo descubrimiento de que las condiciones siguientes son muy eficaces para asegurar, a la vez, tanto una buena propiedad de fijación de las formas como una alta capacidad de embutición: al menos en un plano en el centro del espesor de una chapa de acero, la relación media de las intensidades de los rayos X el grupo de componentes de la orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X es 3,0 o más, y la relación media de las intensidades de los rayos X en las tres componentes de la orientación de $\{554\}\langle 225 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ y $\{111\}\langle 110 \rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X es 3,5 o menos; se aplica una composición que tenga un efecto lubricante a una chapa de acero en la que la media aritmética de la rugosidad Ra, de al menos una de las superficies, es 1 a 3,5 μm ; y el coeficiente de fricción de las superficies de la chapa de acero, de 0 a 200°C, es 0,05 a 0,2.

La presente invención se define por las características de las reivindicaciones.

- 25 La Figura 1 es una ilustración esquemática que muestra la forma del corte transversal de una muestra que haya sufrido un ensayo de flexión.

La Figura 2 es una ilustración que explica un aparato que mide coeficientes de fricción.

La presente invención según las reivindicaciones será explicada con detalle.

- 30 Para hacer realidad una excelente propiedad de fijación de las formas, es necesario que el valor medio de la relación de las intensidades de los rayos X en el grupo de componentes de la orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de la difracción de rayos X sobre un plano en el centro del espesor de una chapa de acero sea 3 o más. Si está por debajo de 3, la propiedad de la fijación de las formas se empobrece.

- 35 En este caso, la relación media de las intensidades de los rayos X en el grupo de componentes de la orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X se obtiene a partir de la textura tridimensional obtenida calculado las intensidades de difracción de rayos X en las componentes de la orientación principal incluidas en el grupo de componentes de la orientación, a saber $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{335\}\langle 110 \rangle$ y $\{223\}\langle 110 \rangle$, bien mediante el método del vector basado en la proyección estereoscópica de $\{110\}$, o mediante el método de expansión en serie que usa dos o más (preferiblemente tres o más) proyecciones estereoscópicas de entre las proyecciones estereoscópicas de $\{110\}$, $\{100\}$, $\{211\}$ y $\{310\}$.

- 40 Por ejemplo, como la anterior relación de las intensidades de los rayos X en las componentes de la orientación del cristal, respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X calculada mediante el último método, se pueden usar sin modificación las intensidades de $(001)[1-10]$, $116[1-10]$, $(114)[1-10]$, $(113)[1-10]$, $(112)[1-10]$, $(335)[1-10]$ y $(223)[1-10]$ en un corte transversal de $\varnothing = 45^\circ$, en una textura tridimensional. Hay que indicar que la relación media de las intensidades de los rayos X en el grupo de componentes de la orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos x es la relación media aritmética de todas anteriores componentes de la orientación. Cuando es posible obtener las intensidades en todas estas componentes de orientación, se puede usar como un sustituto la media aritmética de estas intensidades en las componentes de orientación de $\{100\}\langle 110 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ y $\{223\}\langle 110 \rangle$.

- 45 Además de lo anterior, es necesario que la relación media de las intensidades de los rayos X en las tres siguientes componentes de orientación, a saber $\{554\}\langle 225 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ y $\{111\}\langle 110 \rangle$, respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X esté por debajo de 2,5. Cuando no esté por debajo de 2,5, incluso si la relación media de las intensidades de los rayos X en el grupo de componentes de orientación de $\{100\}\langle 110 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X está dentro del intervalo apropiado, no se obtiene una buena propiedad de fijación de las formas. En este caso, la relación media de las intensidades de los rayos X en las tres componentes de orientación de $\{554\}\langle 225 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ y $\{111\}\langle 110 \rangle$, respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X se puede calcular a partir de la textura tridimensional obtenida de la misma forma que se explicó anteriormente. Es preferible en la presente invención que la relación media de las intensidades de los rayos X en el grupo de compo-

nentes de orientación de $\{100\}\langle 110 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$, respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X sea 4 o más.

La razón de por qué las intensidades de los rayos X en las componentes de orientación del cristal son importantes para la propiedad de fijación de las formas en un trabajo de flexión no está del todo clara, pero se estima que tiene alguna conexión con el comportamiento de deslizamiento de los cristales durante la deformación por flexión.

Se prepara una muestra para una medida de difracción de rayos X cortando una probeta de 30 mm de diámetro a partir de una posición de 1/4 a 3/4 de la anchura de la chapa de acero, puliendo las superficies hasta un acabado de grado tres triángulos (el segundo acabado más fino) y, luego, eliminando las deformaciones mediante pulido químico o pulido electrolítico. Hay que indicar que una componente de orientación de un cristal expresada como $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ significa que la dirección de una normal al plano de una chapa de acero es paralela a $\langle hkl \rangle$ y la dirección de laminación de la chapa de acero es paralela a $\langle uvw \rangle$. La medida de una orientación del cristal con rayos X se realiza, por ejemplo, según el método descrito en las páginas 274 a 296 de la traducción japonesa de Elements of X-ray Diffraction (Elementos de difracción de rayos X) de B.D. Cullity (publicada en 1986 por AGNE Gijutsu Center, traducido por Gentaro Matsumura).

A continuación, se explican las condiciones de la superficie de una chapa de acero, que son importantes en la presente invención para asegurar una buena capacidad de embutición. En la presente invención, la media aritmética de la rugosidad Ra de al menos una de las superficies de una chapa de acero antes de que la chapa de acero sea recubierta con una composición que tenga un efecto lubricante, se determina que va a ser de 1 a 3,5 μm . Cuando la media aritmética de la rugosidad Ra está por debajo de 1 μm , se hace difícil retener sobre la superficie de la chapa de acero una composición que tenga un efecto lubricante que se vaya a aplicar más tarde. Por otro lado, cuando la media aritmética de la rugosidad Ra excede de 3,5 μm , no se puede obtener un suficiente efecto lubricante incluso después de que se aplique una composición que tenga un efecto lubricante. Por esta razón, la media aritmética de la rugosidad Ra de al menos una de las superficies de una chapa de acero se determina que sea de 1 a 3,5 μm . Un intervalo preferible es de 1 a 3 μm . En este caso, la media aritmética de la rugosidad Ra es una media aritmética de la rugosidad Ra especificada en la Japanese Industrial Standard (JIS) (Norma industrial japonesa) B 0601-1994.

Además de lo anterior, en la presente invención, el coeficiente de fricción de una chapa de acero después de la aplicación de una composición que tenga un efecto lubricante se determina que va a ser 0,05 a 0,2, de 0 a 200°C, en la dirección de laminación y/o en la dirección perpendicular a la dirección de laminación. Cuando un coeficiente de fricción está por debajo de 0,05, incluso si la fuerza de soporte de la pieza (BHF) (del inglés; blank holding force) aumenta durante el conformado por presión para mejorar la propiedad de fijación de las formas, una chapa de acero no se mantiene en su borde y fluye en la matriz, deteriorándose la propiedad de fijación de las formas. Por otro lado, cuando el coeficiente de fricción excede de 0,2, el flujo de la chapa de acero en la matriz disminuye incluso si la BHF disminuye dentro de una tolerancia práctica, conduciendo probablemente al deterioro de la capacidad de trabajo por embutición. Por esta razón, el coeficiente de fricción de al menos una de las direcciones debe ser 0,05 a 0,2.

Como para el intervalo de temperatura en el cual se prescribe el valor de un coeficiente de fricción, si se mide un coeficiente de fricción por debajo de 0°C, es imposible una evaluación adecuada debido a la escarcha que se forma sobre la superficie de la chapa de acero. Si la temperatura está por encima de 200°C, una composición que tenga efecto lubricante aplicada a las superficies de una chapa de acero puede llegar a ser inestable. Por esta razón, el intervalo de temperatura en el que se prescribe el valor del coeficiente de fricción, se determina que va a ser de 0 a 200°C.

En este caso, el coeficiente de fricción se define como la relación (f/F) de la fuerza de embutición (f) respecto a la fuerza de compresión (F) en los siguientes procedimientos de ensayo: se aplica una composición que tiene un efecto lubricante a las superficies de una chapa de acero que se va a evaluar; se sitúa la chapa de acero entre dos placas planas que tienen una dureza Vickers de 600 Hv o más en las superficies; se impone una fuerza (F) perpendicular a las superficies de la chapa de acero de forma que la tensión de contacto es de 1,5 a 2 kgf/mm^2 ; y se mide la fuerza (f) requerida para tirar de la chapa de acero por entre las placas planas.

Luego, como índice de la capacidad de embutición de una chapa de acero se define el cociente (D/d) obtenido al dividir el diámetro máximo (D) en el que la embutición ha tenido éxito, entre el diámetro (d) de un punzón cilíndrico cuando se conforma una chapa de acero en una forma de disco y es sometida a un trabajo de embutición usando el punzón cilíndrico. En este ensayo, las chapas de acero se conforman en diversas formas de discos de 300 a 400 mm de diámetro, y en la evaluación de la capacidad de embutición se usa un punzón cilíndrico de 175 mm de diámetro, que tiene un reborde de 10 mm de radio alrededor de la cara del fondo y una matriz que tiene un reborde de 15 mm de radio.

La microestructura de la chapa de acero según la presente invención se explica de ahora en adelante.

En la presente invención, no es necesario especificar la microestructura de una chapa de acero que tiene como fin mejorar la propiedad de fijación de las formas; el efecto de la presente invención en la mejora de la propiedad de fijación de las formas se obtiene en cuanto que la textura que cae dentro del intervalo de la presente invención (la relaciones de las intensidades de los rayos X en las componentes de orientación específicas respecto a la intensidad

aleatoria de difracción de rayos X dentro de los intervalos de la presente invención) se obtiene en las estructuras de la ferrita, bainita, perlita y/o martensita formadas en los materiales de acero comúnmente utilizados. Además, se puede potenciar la capacidad de conformado por estiramiento y otras propiedades de conformado por presión, cuando se forma una microestructura específica, por ejemplo una estructura de compuesto que contiene austenita retenida en un 25%, en términos de porcentaje en volumen, y que tiene el resto consistente principalmente en ferrita y bainita, una estructura de compuesto que contiene ferrita como la fase que responde al mayor porcentaje de volumen y, principalmente, martensita como la segunda fase, o similar.

Hay que indicar que, cuando una estructura que no es una estructura cristalina bcc (cúbica centrada en el cuerpo), como por ejemplo la austenita retenida, está incluida en una estructura de un compuesto formado por dos o más fases, semejante estructura no presume ningún problema, en la medida que las relaciones de las intensidades de los rayos X en las componentes de orientación y los grupos de componentes de orientación respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X, convertidas en porcentaje en volumen de las otras estructuras, están dentro de los respectivos intervalos de la presente invención.

Además, la perlita que contiene carburos gruesos puede actuar como un punto de partida de las grietas por fatiga que deterioran de forma notable la resistencia a la fatiga y, por esta razón, es deseable que el porcentaje en volumen de la perlita que contiene carburos gruesos sea del 15% o menos.

En este caso, el porcentaje en volumen de ferrita, bainita, perlita martensita o austenita retenida, se define como el porcentaje de área en una microestructura, a una profundidad de 1/4 del espesor de la chapa de acero, obtenida mediante: el pulido de un trozo sometido a ensayo, que se saca por corte a partir de una posición de 1/4 a 3/4 de la anchura de una chapa de acero, a lo largo de la superficie de corte en la dirección de laminado; ataque químico de la superficie de corte con reactivo nítrico y/o el reactivo descrito en la Publicación de Patente Japonesa no examinada, N° H5-163590; y observar luego la superficie atacada químicamente con un microscopio óptico bajo un aumento de 200 a 500. Ya que a veces es difícil identificar la austenita retenida mediante el ataque químico con los anteriores reactivos, el porcentaje en volumen se puede calcular de la siguiente manera.

Debido a que la estructura cristalina de la austenita es diferente a la de la ferrita, se pueden distinguir cristalográficamente de forma fácil. Por lo tanto, el porcentaje en volumen de austenita retenida se puede obtener también por el método de difracción de rayos X, concretamente por el método simplificado de calcular el porcentaje en volumen mediante la siguiente ecuación basada en la diferencia entre la austenita y la ferrita en la intensidad de reflexión de sus planos reticulares usando la radiación $K\alpha$ del Mo:

$$V_{\gamma} = (2/3)\{100/(0,7 \times \alpha(211)/\gamma(220) + 1)\} + (1/3)\{100/(0,78 \times \alpha(211)/\gamma(311) + 1)\},$$

donde, $\alpha(211)$, $\gamma(220)$ y $\gamma(311)$ son los valores de las intensidades de reflexión de los rayos X de los planos reticulares indicados de la ferrita (α) y de la austenita (γ), respectivamente.

Con el fin de obtener un bajo límite elástico para conseguir una mejor propiedad de fijación de las formas, que la propiedad mejorada de fijación de las formas en la presente invención, es necesario que la microestructura de una chapa de acero sea una estructura de un compuesto que contiene ferrita como la fase que responde al porcentaje de volumen más grande y martensita, principalmente, como segunda fase. En este caso, la presente invención permite contener inevitablemente la bainita incluida, la austenita retenida y la perlita, si su porcentaje total está por debajo del 5%. Hay que indicar que, para asegurar un bajo límite elástico del 70% o menos, es deseable que el porcentaje en volumen de ferrita sea del 50% o más.

Con el fin de obtener una buena ductilidad, además de mejorar la propiedad de fijación de las formas, en la presente invención, es necesario que la microestructura de una chapa de acero sea la estructura de un compuesto que contenga austenita retenida del 5% a 25% en términos de porcentaje en volumen y que tenga el resto consistente principalmente en ferrita y bainita. En este caso, la presente invención permite contener inevitablemente incluida martensita y perlita si sus porcentajes totales están por debajo del 5%.

Además, con el fin de obtener una buena capacidad para trabajar las rebabas, además de mejorar la propiedad de fijación de las formas, en la presente invención, es necesario que la microestructura de la chapa de acero sea la estructura de un compuesto que contenga bainita o ferrita y bainita como la fase que responde al porcentaje en volumen más grande. En este caso, la presente invención permite contener inevitablemente incluida martensita, austenita retenida y perlita. Con el fin de obtener una buena capacidad de trabajar las rebabas (una relación de expansión de un orificio), es deseable que el porcentaje de volumen total de la austenita retenida dura y de la martensita esté por debajo del 5%. También es deseable que el porcentaje en volumen de la bainita sea del 30% o más. Además, para conseguir una buena ductilidad es deseable que el porcentaje en volumen de la vainita sea del 70% o menos.

Con el fin de obtener una mejor capacidad para trabajar las rebabas, además de mejorar la propiedad de fijación de las formas, en la presente invención, es deseable que la microestructura de la chapa de acero conste de una única fase de ferrita para asegurar una buena capacidad de trabajar las rebabas (capacidad de expandir un orificio). En este caso, la presente invención permite alguna cantidad de bainita que va a estar contenida según requiera la ocasión. Además, con el fin de asegurar una todavía mejor capacidad de trabajar las rebabas, es deseable que el por-

centaje en volumen de bainita sea del 10% o menos. En este caso, la presente invención permite contener inevitablemente incluida martensita, austenita retenida y perlita. La ferrita mencionada incluye en este caso estructuras de ferrita bainítica y ferrita acicular. Además, con el fin de asegurar buenas propiedades de fatiga, es deseable que el porcentaje en volumen de perlita que contiene carburos gruesos sea del 5% o menos. Además, con el fin de asegurar una buena capacidad de trabajar las rebabas (capacidad de expandir un orificio), es deseable que el porcentaje de volumen total de la austenita retenida y de la martensita esté por debajo del 5%.

A continuación, se explican las razones de por qué los componentes químicos se limitan en la presente invención.

La presente invención según las reivindicaciones se explica con detalle.

El C es un elemento indispensable para obtener una microestructura deseada. Cuando el contenido de C excede el 0,3%, sin embargo, la capacidad de trabajo se deteriora y, por esta razón, el contenido se establece en 0,3% o menos. Además, cuando el contenido de C excede el 0,2%, se deteriora la capacidad de soldeo y, por esta razón, es deseable que el contenido sea del 0,2% o menos. Por otro lado, cuando el contenido de C está por debajo del 0,01%, disminuye la resistencia del acero y, por lo tanto, el contenido se establece en el 0,01% o más. Además, con el fin de obtener austenita retenida de una forma estable, en una cantidad suficiente para conseguir una buena ductilidad, es deseable que el contenido sea del 0,05% o más.

Además, cuando el contenido de C excede del 0,1%, la capacidad de trabajo y de soldeo se deterioran y, por lo tanto, el contenido se establece en 0,1% o menos. Cuando el contenido está por debajo del 0,01%, la resistencia del acero se hace más baja y, por esta razón, su contenido se establece en el 0,01% o más.

El Si es un elemento soluto reforzador y, como tal, es eficaz para potenciar la resistencia. Su contenido tiene que ser del 0,01% o más para obtener una resistencia deseada pero, cuando está contenido en cantidad superior al 2%, la capacidad de trabajo se deteriora. El contenido de Si, por lo tanto, se determina que sea del 0,01 a 2%.

El Mn es un elemento soluto reforzador y, como tal, es eficaz para potenciar la resistencia. Su contenido tiene que ser del 0,05% o más para obtener una resistencia deseada. En el caso en el que elementos tales como el Ti, que suprimen el hecho del agrietamiento en caliente inducido por el S, no se añadan en una cantidad suficiente además del Mn, es deseable añadir Mn de forma que la expresión $Mn/S \geq 20$ se satisface en términos de porcentaje en masa. Además, el Mn es un elemento para estabilizar la austenita y, por lo tanto, con el fin de obtener de forma estable una cantidad suficiente de austenita retenida para conseguir una buena ductilidad, es deseable que su cantidad de adición sea del 0,1% o más. Cuando se añade Mn en cantidad superior al 3%, por otro lado, se producen grietas en las planchas. Por eso, se establece que el contenido sea del 3% o menos.

El P es una impureza no deseable, y cuanto menor sea su contenido, mejor. Cuando el contenido supera el 0,1%, la capacidad de trabajo y de soldeo se ven afectadas negativamente, y por tanto son propiedades que se refieren a la fatiga. Por lo tanto, el contenido de P se establece en 0,1% o menos.

El S origina las grietas que se producen durante el laminado en caliente cuando contiene demasiado y, por lo tanto, el contenido debe controlarse tan bajo como sea posible, pero es permisible un contenido de hasta el 0,03%. El S es también una impureza y cuanto más bajo sea su contenido, mejor. Cuando el contenido de S es demasiado grande, se forman inclusiones de tipo A, perjudiciales para la ductilidad local y para la capacidad de trabajar las rebabas y, por esta razón, el contenido tiene que minimizarse. Un contenido de S deseable es, por lo tanto, el 0,01% o menos.

Se requiere que el Al se añada en un 0,005% o más para desoxidar el acero fundido, pero su límite superior se establece en 1,0% para evitar incrementos de coste. El Al aumenta la formación de inclusiones no metálicas y deteriora la elongación cuando se añade excesivamente y, por esta razón, un contenido deseable de Al es del 0,5% o menos.

El N se combina con el Ti y Nb, y forma precipitados a una temperatura superior a la que lo hace el C y, por hacerlo así, disminuye las cantidades de Ti y de Nb que son eficaces para fijar el C. Por esta razón, el contenido de N se debe minimizar. Un contenido de N permisible es 0,005% o menos.

El Ti contribuye a aumentar la resistencia de una chapa de acero mediante el reforzamiento por precipitación. Cuando el contenido está por debajo del 0,05%, sin embargo, el efecto es insuficiente y, cuando el contenido supera el 0,5%, no solo se satura el efecto, sino que también se incrementa el coste de adición de la aleación. Por esta razón, se determina que el contenido de Ti será de 0,05 a 0,5%.

Además, el Ti es uno de los elementos más importantes en la presente invención. Es decir, con el fin de precipitar y fijar el C, que forma carburos tales como la cementita, perjudiciales para la capacidad de trabajar las rebabas y, de ese modo, contribuir a la mejora de la capacidad de trabajar las rebabas, es necesario que se satisfaga la condición, $Ti - (48/12)C - (48/14)N - (48/32)S \geq 0\%$.

En este caso, ya que el S y el N se combinan con el Ti para formar precipitados a una temperatura comparativamente más alta que lo hace el C, con el fin de satisfacer la expresión $Ti \geq (48/12)C$, la condición $Ti - (48/12)C - (48/14)N - (48/32)S \geq 0\%$, se debe satisfacer inevitablemente.

- 5 El Nb contribuye a la mejora de la resistencia de la chapa de acero mediante el reforzamiento por precipitación, como lo hace el Ti. También tiene un efecto de mejorar la capacidad de trabajar las rebabas haciendo finos los granos cristalinos. Cuando el contenido está por debajo del 0,01%, sin embargo, los efectos no se manifiestan suficientemente y, si el contenido supera el 0,5%, no solo se saturan los efectos sino que se incrementa el coste de adición de la aleación. Por esta razón, el contenido de Nb se determina que va a ser de 0,01 a 0,5%.
- Con el fin de precipitar y fijar el C, que forma carburos tales como la cementita, perjudiciales para la capacidad de trabajar las rebabas y por eso, contribuir a la mejora de la capacidad de trabajar las rebabas, es necesario que se satisfaga la condición, $Ti + (48/93)Nb - (48/14)C - (48/14)N - (48/32)S \geq 0\%$.
- 10 En este caso, ya que el Nb forma carburos a una temperatura comparativamente más baja que lo hace el Ti, con el fin de satisfacer la expresión $Ti + (48/93)C \geq (48/12)C$, la condición $Ti + (48/93)Nb - (48/14)C - (48/14)N - (48/32)S \geq 0\%$, se debe satisfacer inevitablemente.
- 15 El Cu se añade según requiera la ocasión, ya que tiene el efecto de mejorar las propiedades de fatiga cuando está en un estado de solución sólida. Sin embargo, se obtiene un efecto tangible cuando la cantidad de adición está por debajo del 0,2%, pero el efecto se satura cuando el contenido supera el 2%. Por eso, el intervalo de contenido de Cu se determina que va a ser de 0,2 a 2%. Ha de indicarse que, cuando la temperatura de laminado es de 450°C o más alta, si el Cu está contenido en cantidad superior al 1,2%, puede precipitar después del laminado, deteriorando drásticamente la capacidad de ser trabajado. Por esta razón, es deseable que el contenido de Cu esté limitado al 1,2% o menos.
- 20 El B se añade según requiera la ocasión, ya que tiene el efecto de elevar el límite de fatiga cuando se añade en combinación con el Cu. Además, el B se añade según requiera la ocasión, ya que tiene el efecto de elevar el límite de fatiga suprimiendo la fragilidad intergranular originada por el P, que se considera que va a resultar a partir de una disminución de la cantidad de C soluto. Una adición de B por debajo del 0,0002% no es suficiente para obtener los efectos, pero cuando se añade B en cantidad superior al 0,002%, se producen grietas en la plancha. Por esta razón, la cantidad de adición de B se determina que va a ser de 0,0002 a 0,002%.
- 25 El Ni se añade según requiera la ocasión para prevenir la fragilidad en caliente originada al contener Cu. Una cantidad de adición por debajo del 0,1% no es suficiente para obtener el efecto pero, cuando se añade Ni en una cantidad superior al 1%, el efecto se satura. Por esta razón, el contenido se determina que va a ser del 0,1 al 1%. Hay que indicar que cuando el contenido de Cu es el 1,2% o menos, es deseable que el contenido de Ni sea del 0,6% o menos.
- 30 El Ca y los REM (metales pertenecientes al grupo de las tierras raras) son elementos para modificar la forma de las inclusiones no metálicas, las cuales sirven como puntos de partida de las fracturas y/o deterioran la capacidad de trabajo, y volverlas inocuas. Pero no se obtiene un efecto tangible cuando se añade cualquiera de ellos por debajo del 0,0005%. Cuando se añade Ca es por encima del 0,002% o REM por encima del 0,02%, el efecto se satura. Por eso, es deseable añadir Ca del 0,0005 al 0,002% y REM del 0,0005 al 0,02%.
- 35 Además, se pueden añadir uno o más elementos que refuercen por precipitación y elementos que refuercen como solutos, es decir Mo, V, Cr, y Zr, para potenciar la resistencia. Sin embargo, cuando se añaden por debajo del 0,05%, 0,02%, 0,01% y 0,02%, respectivamente, no se manifiestan efectos tangibles y, cuando se añaden en una cantidad superior al 1%, 0,2%, 1% y 0,2%, respectivamente, los efectos se saturan.
- 40 Se puede añadir Sn, Co, Zn, W y/o Mg en un 15% o menos, en total, en un acero que consta principalmente de los componentes anteriormente explicados, pero, ya que el Sn puede originar defectos en la superficie durante el laminado en caliente, es preferible limitar el contenido de Sn al 0,05% o menos.
- Ahora, las razones para limitar las condiciones del método de producción según la presente invención se describen de ahora en adelante con detalle.
- 45 Se puede producir una chapa de acero según la presente invención mediante los procedimientos de: colada, laminado en caliente y enfriamiento, o laminado en caliente, enfriamiento, decapado y laminado en frío; luego, tratamiento térmico o tratamiento térmico de una chapa de acero laminada en caliente o laminada en frío, en una línea de revestimiento por inmersión en caliente; y un tratamiento superficial adicional aplicado a una chapa de acero así producida por separado, según requiera la ocasión.
- 50 La presente invención no especifica particularmente los métodos de producción anteriores al laminado en caliente. Es decir: se puede fundir un acero y refinarlo en un alto horno, un horno de arco eléctrico o similar; luego se pueden ajustar los componentes químicos para que contengan las cantidades deseadas de los componentes en uno o más de los diversos procedimientos secundarios de refino; y luego el acero se puede colar en forma de planchas mediante un procedimiento de colada como por ejemplo un procedimiento ordinario de colada continua. Se pueden usar chatarras de acero como materia prima. Además, en el caso de una plancha colada mediante un procedimiento de colada continua, la plancha se puede introducir directamente en una instalación de laminado en caliente mientras que está caliente, o después de enfriarla a temperatura ambiente, y calentarla luego en un horno de recalentamiento.
- 55

No se establece en particular un límite específico a la temperatura de recalentamiento, pero es deseable que la temperatura de recalentamiento esté por debajo de 1400°C ya que, cuando es de 1400°C o más alta, la cantidad de cascarilla se hace grande y el rendimiento del producto disminuye. También es deseable que la temperatura de recalentamiento sea de 1000°C o más alta, ya que una temperatura de recalentamiento por debajo de 1000°C disminuye notablemente la eficacia de la operación de la instalación en el programa de laminación. Es deseable que la temperatura de recalentamiento sea de 1100°C o más alta porque, cuando la temperatura de recalentamiento está por debajo de 1100°C, no solo los precipitados que contienen Ti y/o Nb se hacen más gruesos sin volverse a fundir en una plancha, y por eso se pierde su capacidad de refuerzo por precipitación, sino que tampoco precipitan los precipitados que contienen Ti y/o Nb, que tienen un tamaño y una distribución deseable para mejorar la capacidad de trabajar las rebabas no precipitan.

En un procedimiento de laminado en caliente, una plancha sufre un laminado de acabado después de completar un laminado basto. Cuando se aplica un descascarillado después de completar el laminado basto, es deseable que se satisfaga la siguiente condición:

$$P \text{ (MPa)} \times L \text{ (l/m}^2\text{)} \geq 0,0025$$

donde P (MPa) es la presión de impacto del agua a alta presión sobre la superficie de la chapa de acero, y L (l/m²) es el caudal del agua de descascarillado.

La presión de impacto P del agua a alta presión sobre una superficie de la chapa de acero se expresa como sigue (véase Tetsuto-Hagane, 1991, Vol., 77, N° 9, página 1450):

$$P \text{ (MPa)} = 5,64 \times P_0 \times V \times H^2$$

donde, P₀ (MPa) es la presión del líquido, V (l/min) es el caudal del líquido de una boquilla, y H (cm) es la distancia entre la boquilla y la superficie de la chapa de acero.

El caudal L (l/cm²) se expresa como sigue:

$$L \text{ (l/cm}^2\text{)} = V/(W \times v)$$

donde, V (l/min) es el caudal del líquido en la boquilla, W (cm) es la anchura en la que el líquido incide desde la boquilla y golpea a la superficie de la chapa de acero, y v (cm/min) es la velocidad de desplazamiento de la chapa de acero.

Para obtener los efectos de la presente invención, no es necesario establecer de una forma particular un límite superior para el producto de la presión de impacto P y el caudal L, pero es preferible que el producto sea 0,02 o menos, porque cuando el caudal del líquido de la boquilla se eleva, se producen problemas tales como el desgaste incrementado de la boquilla.

Es preferible, además, que la altura máxima de la rugosidad R_y de la chapa de acero después del laminado de acabado sea de 15 μm (que definimos como 15 μmR_y, éste es el resultado cuando la longitud estándar l es de 2,5 mm y la longitud de la evaluación, l_n, es de 12,5 mm o menos, aplicado al método descrito en las páginas 5-7 del documento JIS B 0601-1994). La razón de esto es clara desde el hecho de que la resistencia a la fatiga de una chapa de acero según se lamina en caliente o se decapa está relacionada con la altura máxima de la rugosidad R_y de la superficie de la chapa de acero, según se establece, por ejemplo, en la página 84 de Metal Material Fatigue Desing Handbook, editado por la Society of Materials Science, Japón. Además, es preferible que el laminado en caliente de acabado se haga dentro de los 5 segundos posteriores al descascarillado a alta presión, con el fin de impedir que se formen de nuevo cascarillas.

Además, con el fin de conseguir el efecto de disminuir el coeficiente de fricción aplicando una composición que tenga un efecto lubricante, es deseable que la media aritmética de la rugosidad R_a de la superficie de la chapa de acero después del laminado de acabado se 3,5 o menos, a no ser que la chapa de acero esté sometida a un laminado de endurecimiento o a un laminado en frío después del laminado en caliente o el decapado.

Además de lo anterior, el laminado de acabado se puede llevar a cabo de una forma continua soldando conjuntamente el producto semiacabado de las chapas después del laminado basto o el posterior descascarillado. En este caso, los productos semiacabados de las chapas se pueden soldar conjuntamente después de bobinarse temporalmente, mantenerse dentro de una cubierta que tiene la función de retención del calor, según requiera la ocasión, y luego se desenrolla la bobina.

Cuando la chapa de acero laminado en caliente se usa como producto final, es necesario que el laminado de acabado se haga en una relación de reducción total del 25% o más en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación A_{r3} + 100°C o inferior durante la última mitad del laminado de acabado. En este caso, la temperatura de transformación A_{r3} se puede expresar en relación a los componentes químicos del acero, de una forma simplificada, mediante la siguiente ecuación, por ejemplo:

$$Ar_3 = 910 - 310 \times \%C + 25 \times \%Si - 80 \times \%Mn$$

5 Cuando la relación de reducción total en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$ o inferior, es inferior al 25%, la textura de la austenita laminada no se consigue suficientemente y, como resultado, no se obtienen los efectos de la presente invención, después de eso no importa cómo se enfría la chapa de acero. Para obtener una textura más áspera, es deseable que la relación de reducción total en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$ o inferior, sea del 35% o más.

10 La presente invención no especifica de forma particular un límite inferior del intervalo de temperaturas cuando se lleva a cabo el laminado con una relación de reducción total del 25% o más. Sin embargo, cuando el laminado se hace a una temperatura por debajo de la temperatura de transformación Ar_3 , permanece en la ferrita que ha precipitado durante el laminado una estructura inducida por el trabajo, y, como resultado, disminuye la ductilidad y se deteriora la capacidad de ser trabajada. Por esta razón, es deseable que el límite inferior del intervalo de temperatura cuando se lleva a cabo el laminado con una relación de reducción total del 25% o más para que sea igual o superior a la temperatura de transformación Ar_3 . Sin embargo, si se va a promover una recuperación o recristalización, en alguna medida, durante el posterior proceso de bobinado o un tratamiento térmico después del proceso de bobinado, es aceptable una temperatura por debajo de la temperatura de transformación Ar_3 .

15 La presente invención no especifica, de forma particular, un límite superior de la relación de reducción total en el intervalo de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$ o inferior. Sin embargo, cuando la relación de reducción total supera el 97,5%, la carga de laminación llega a ser demasiado alta y se hace necesario aumentar la rigidez de la instalación excesivamente, dando como resultado inconvenientes económicos. Por esta razón, la relación de reducción total es, deseablemente, del 97,5% o menos.

20 En este caso, cuando la fricción entre el rodillos del laminado en caliente y la chapa de acero es grande durante el laminado en caliente en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$ o inferior, las orientaciones de los cristales compuestas principalmente de $\{110\}$ se desarrollan en planos próximos a las superficies de la chapa de acero, originando el deterioro de la propiedad de la fijación de las formas. Como contramedida, se aplica una lubricación, según requiera la ocasión, para reducir la fricción entre el rodillo del laminado en caliente y la chapa de acero.

25 La presente invención no especifica, de forma particular, el límite superior del coeficiente de fricción entre el rodillo del laminado en caliente y la chapa de acero. Sin embargo, cuando es superior a 0,2, las orientaciones de los cristales principalmente compuestas de $\{110\}$ se consiguen llamativamente, deteriorando la propiedad de fijación de las formas. Por esta razón, es deseable controlar el coeficiente de fricción entre el rodillos de laminado en caliente y la chapa de acero en 0,2 o menos, al menos una de las pasadas del laminado en caliente en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$ o inferior. Es preferible todavía controlar el coeficiente de fricción entre el rodillo del laminado en caliente y la chapa de acero en 0,15 o menos en todas las pasadas del laminado en caliente en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$ o inferior. En este caso, el coeficiente de fricción entre el rodillo del laminado en caliente y la chapa de acero es el valor calculado a partir de una relación de deslizamiento hacia delante, una carga de laminación, un par de rotación y así sucesivamente, basado en la teoría de la laminación.

30 De acuerdo con la presente invención es necesario que la temperatura en la pasada fina (FT) de un laminado de acabado sea igual, o superior, a la temperatura de transformación Ar_3 . Esto es debido a que si la temperatura de laminación cae por debajo de la temperatura de transformación Ar_3 durante el laminado en caliente, permanece una estructura inducida por el trabajo en la ferrita que ha precipitado antes de, o durante, el laminado y, como resultado, disminuye la ductilidad y se deteriora la capacidad trabajo. Sin embargo, cuando se va a aplicar un tratamiento térmico para la recuperación o la recristalización durante, o después, del posterior proceso de bobinado, se permite que la temperatura en la pasada final (FT) del laminado de acabado esté por debajo de la temperatura de transformación Ar_3 .

35 La presente invención no especifica, de forma particular, el límite superior de la temperatura de acabado, pero si la temperatura de acabado supera la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$, se hace sustancialmente imposible llevar a cabo la laminación con una relación de reducción total del 25% o más, en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$ o inferior. Por esta razón, es deseable que el límite superior de la temperatura de acabado sea la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$ o inferior.

40 En la presente invención, no es necesario especificar de forma particular la microestructura de la chapa de acero con el fin de mejorar la propiedad de fijación de las formas y, por eso, no se establece ninguna limitación específica respecto al proceso de enfriamiento después de la conclusión del laminado de acabado hasta el bobinado a la temperatura de bobinado prescrita. No obstante, se enfría la chapa de acero, según requiera la ocasión, con el fin de asegurar la temperatura de bobinado prescrita o para controlar la microestructura.

45 La presente invención no especifica, de forma particular, el límite superior de la velocidad de enfriamiento, pero ya que la deformación térmica puede el alabeo de la chapa de acero, es deseable controlar la velocidad de enfriamiento a 300°C/s , o menos. Además, cuando la velocidad de enfriamiento es demasiado alta, se hace imposible controlar

de forma precisa el enfriamiento y la temperatura, y se puede dar un sobreenfriamiento como resultado de ir más allá de una temperatura por debajo de la temperatura de enfriamiento prescrita. Por esta razón, la velocidad de enfriamiento en este caso es, deseablemente, de 150°C/s o menos. Tampoco se establece específicamente un límite inferior de la velocidad de enfriamiento. Como referencia, la velocidad de enfriamiento en el caso en el que se deje enfriar una chapa de acero de forma natural a temperatura ambiente sin ningún enfriamiento deliberado es de 5°C/s, o más.

Con el fin de obtener un bajo límite elástico para conseguir una mejor propiedad de fijación de las formas que la propiedad mejorada de fijación de las formas de la presente invención, es necesario que la microestructura de la chapa de acero sea la estructura de un compuesto que contenga ferrita como la fase que responde al porcentaje en volumen más grande y principalmente martensita como la segunda fase. Para hacer eso, se tiene que retener la chapa de acero laminada en caliente durante 1 a 20 segundos en el intervalo de la temperatura de transformación Ar_3 a la temperatura de transformación Ar_1 (la zona bifásica ferrita-austenita) en el primer lugar después de completar el acabado final. En este caso, la retención de la chapa de acero laminada en caliente se lleva a cabo para acelerar la transformación de la ferrita en la zona bifásica. Si el tiempo de retención es inferior a 1 segundo, la transformación de la ferrita en la zona bifásica es insuficiente, y no se obtiene una ductilidad suficiente, pero, si excede de los 20 segundos, se forma perlita, y no se obtiene la estructura del compuesto prevista que contiene ferrita como la fase que responde al mayor porcentaje en volumen y principalmente martensita como segunda fase.

Además, con el fin de acelerar fácilmente la transformación de la ferrita, es deseable que el intervalo de temperatura en el que se retiene a la chapa de acero durante 1 a 20 segundos, sea desde la temperatura de transformación Ar_1 a 800°C. Además, para no disminuir la productividad drásticamente, es deseable que el tiempo de retención, que ha sido definido anteriormente como de 1 a 20 segundos, sea de 1 a 10 segundos.

Para satisfacer todas estas condiciones, es necesario alcanzar rápidamente el intervalo de temperatura a una velocidad de enfriamiento de 20°C/s o más, después de completar el laminado de acabado. El límite superior de la velocidad de enfriamiento no se especifica de forma particular, pero, en consideración de la capacidad del equipo de enfriamiento, una velocidad razonable de enfriamiento es 300°C/s o menos. Además, cuando la velocidad de enfriamiento es demasiado alta, se hace imposible controlar con precisión la temperatura final de enfriamiento y puede darse un sobreenfriamiento como resultado de ir más allá de la temperatura de transformación Ar_1 o menos. Por esta razón, la velocidad de enfriamiento en este caso es, deseablemente, 150°C/s o menos.

Posteriormente, se enfría la chapa de acero con una velocidad de enfriamiento de 20°C/s o más, desde por encima del intervalo de temperatura hasta la temperatura de bobinado (CT). A una velocidad de enfriamiento por debajo de 20°C, se forma perlita o bainita y no se obtiene una cantidad suficiente de martensita y, como resultado, no se obtiene la microestructura prevista que contiene ferrita como la fase que responde al porcentaje de volumen más grande y con martensita como la segunda fase. Se pueden aprovechar los efectos de la presente invención sin ocuparse de especificar de forma particular un límite superior de la velocidad de enfriamiento hasta la temperatura de bobinado pero, para evitar el alabeo originado por la deformación térmica, es preferible controlar la velocidad de enfriamiento a 300°C/s o menos.

Con el fin de obtener una buena ductilidad, además de mejorar la propiedad de fijación de las formas, en la presente invención, es necesario que la microestructura de la chapa de acero sea la estructura de un compuesto que contenga austenita retenida en un 5% al 25%, en términos de porcentaje en volumen y que tenga el resto consistente en ferrita y bainita. Para hacer eso, la chapa de acero laminada en caliente tiene que ser retenida durante 1 a 20 segundos en el intervalo de temperatura desde la temperatura de transformación Ar_3 hasta la temperatura de transformación Ar_1 (la zona bifásica ferrita-austenita), en primer lugar después de completar el laminado de acabado. En este caso, la retención de la chapa de acero laminada en caliente se lleva a cabo para acelerar la transformación de la ferrita en la zona bifásica. Si el tiempo de retención es inferior a 1 segundo, la transformación de la ferrita en la zona bifásica es insuficiente y no se obtiene una ductilidad suficiente, pero si supera los 20 segundos, se forma perlita y no se obtiene la microestructura prevista que contiene austenita retenida en un 5% al 25%, en términos de porcentaje en volumen y que tiene el resto consistente en ferrita y bainita. Además, con el fin de acelerar fácilmente la transformación de la ferrita, es deseable que el intervalo de temperatura en el que es retenida la chapa de acero durante 1 a 20 segundos, sea desde la temperatura de transformación Ar_1 hasta 800°C. Además, con el fin de no disminuir drásticamente la productividad, es deseable que el tiempo de retención, que se ha definido anteriormente como de 1 a 20 segundos, sea de 1 a 10 segundos.

Para satisfacer todas estas condiciones, es necesario alcanzar rápidamente dicho intervalo de temperatura, a una velocidad de enfriamiento de 20°C/s o más, después de completar el laminado final. El límite superior de la velocidad de enfriamiento no se especifica de forma particular, sino que en consideración a la capacidad del equipo de enfriamiento, una velocidad razonable de enfriamiento es de 300°C/s o menos. Además, cuando la velocidad de enfriamiento es demasiado alta, se hace imposible controlar con precisión la temperatura final de enfriamiento y puede darse un sobreenfriamiento como resultado de ir más allá de la temperatura de transformación Ar_1 o menos. Por esta razón, la velocidad de enfriamiento en este caso es, deseablemente, 150°C/s o menos.

Posteriormente, se enfría la chapa de acero con una velocidad de enfriamiento de 20°C/s o más, desde por encima del intervalo de temperatura hasta la temperatura de bobinado (CT). A una velocidad de enfriamiento por debajo de

20°C, se forma perlita o bainita que contienen formas de carburos y no se obtiene una cantidad suficiente de austenita retenida y, como resultado, no se obtiene la microestructura prevista que contiene austenita retenida en un 5% al 25%, en términos de porcentaje en volumen, y que tiene el resto consistente principalmente en ferrita y bainita. Se pueden aprovechar los efectos de la presente invención sin ocuparse de especificar de forma particular un límite superior de la velocidad de enfriamiento hasta la temperatura de bobinado pero, para evitar el alabeo originado por la deformación térmica, es preferible controlar la velocidad de enfriamiento a 300°C/s o menos.

Con el fin de obtener una buena capacidad de trabajar las rebabas, además de mejorar la propiedad de fijación de las formas, en la presente invención, es necesario que la microestructura sea la estructura de un compuesto que contenga bainita, o ferrita y bainita como la fase que responda al porcentaje en volumen más grande. Para hacer eso, la presente invención no especifica de forma particular las condiciones del procedimiento después de la conclusión del laminado de acabado hasta el bobinado a la temperatura de bobinado prescrita, excepto para la velocidad de enfriamiento aplicada durante el procedimiento. Sin embargo en el caso de que se requiera que la chapa de acero tenga tanto una buena capacidad de trabajar las rebabas como una alta ductilidad, sin sacrificar demasiado la capacidad de trabajar las rebabas, es aceptable retener la chapa de acero laminada en caliente durante 1 a 20 segundos en el intervalo de temperatura desde la temperatura de transformación Ar_3 hasta la temperatura de transformación Ar_1 (la zona bifásica ferrita austenita).

En este caso, la retención de la chapa de acero laminada en caliente se lleva a cabo para acelerar la transformación de la ferrita en la zona bifásica. Si el tiempo de retención es inferior a 1 segundo, la transformación de la ferrita en la zona bifásica es insuficiente, y no se obtiene una ductilidad suficiente, pero, si excede de los 20 segundos, se forma perlita, y no se obtiene la microestructura prevista de una estructura de un compuesto que contiene bainita, o ferrita y bainita como la fase que responde al mayor porcentaje en volumen. Además, con el fin de acelerar fácilmente la transformación de la ferrita, es deseable que el intervalo de temperatura en el que se retiene a la chapa de acero durante 1 a 20 segundos, sea desde la temperatura de transformación Ar_1 a 800°C. Además, para no disminuir la productividad drásticamente, es deseable que el tiempo de retención, que ha sido definido anteriormente como de 1 a 20 segundos, sea de 1 a 10 segundos.

Para satisfacer todas estas condiciones, es necesario alcanzar rápidamente dicho intervalo de temperatura, a una velocidad de enfriamiento de 20°C/s o más, después de completar el laminado final. El límite superior de la velocidad de enfriamiento no se especifica de forma particular, sino que en consideración de la capacidad del equipo de enfriamiento, una velocidad razonable de enfriamiento es de 300°C/s o menos. Además, cuando la velocidad de enfriamiento es demasiado alta, se hace imposible controlar con precisión la temperatura final de enfriamiento y puede darse un sobreenfriamiento como resultado de ir más allá de la temperatura de transformación Ar_1 o menos, perdiendo el efecto de mejorar la ductilidad. Por esta razón, la velocidad de enfriamiento en este caso es, deseablemente, 150°C/s o menos.

Posteriormente, se enfría la chapa de acero con una velocidad de enfriamiento de 20°C/s o más, desde por encima del intervalo de temperatura hasta la temperatura de bobinado (CT). A una velocidad de enfriamiento por debajo de 20°C, se forma perlita o bainita que contienen formas de carburos y no se obtiene la microestructura prevista de una estructura de un compuesto que contenga bainita, o ferrita y bainita como la fase que responde al mayor porcentaje en volumen. Se pueden aprovechar los efectos de la presente invención sin ocuparse de especificar, de forma particular, un límite superior de la velocidad de enfriamiento hasta la temperatura de bobinado pero, para evitar el alabeo originado por la deformación térmica, es preferible controlar la velocidad de enfriamiento a 300°C/s o menos. Además, cuando la velocidad de enfriamiento es demasiado alta, se hace imposible controlar de forma precisa el enfriamiento y la temperatura, y se puede dar un sobreenfriamiento como resultado de ir más allá de la temperatura de transformación Ar_1 o menos, perdiéndose el efecto de mejorar la ductilidad. Por esta razón la velocidad de enfriamiento es en este caso, deseablemente, 150°C/s o menos.

Posteriormente, la chapa de acero se enfría desde el anterior intervalo de temperatura hasta la temperatura de bobinado (CT) prescrita, pero no es necesario especificar de forma particular la velocidad de bobinado para obtener los efectos de la presente invención. Sin embargo, cuando la velocidad de enfriamiento es demasiado baja, el tamaño de los precipitados que contienen Ti y/o Nb se hace más grueso y allí se eleva la probabilidad de que no contribuyan a la potenciación de la resistencia del acero originada por el reforzamiento por precipitación. Por esta razón es deseable que el límite inferior de la velocidad de enfriamiento sea de 20°C/s o más. Los efectos de la presente invención sin ocuparse de especificar de forma particular un límite superior de la velocidad de enfriamiento hasta la temperatura de bobinado pero, para evitar el alabeo originado por la deformación térmica, es preferible controlar la velocidad de enfriamiento a 300°C/s o menos.

En la presente invención, no es necesario especificar de forma particular la microestructura de una chapa de acero que tiene como fin mejorar la propiedad de fijación de las formas y, por eso, la presente invención no especifica de forma concreta un límite superior de la temperatura de bobinado. Sin embargo, con el fin de conservar la textura de la austenita obtenida por el laminado final, con una relación de reducción total del 25% o más, en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$ o menos, es deseable bobinar la plancha de acero a la temperatura de bobinado T_0 , mostrada más adelante, o menos. Hay que indicar que es necesario establecer la temperatura T_0 igual a, o por debajo de, la temperatura ambiente. La temperatura T_0 es una temperatura definida termodinámicamente como la temperatura a la cual la austenita y la ferrita, que tienen los mismos componentes

ES 2 297 047 T5

químicos que la austenita, tienen la misma energía libre. Esto se puede calcular de forma simplificada mediante la siguiente ecuación, teniendo en cuenta las influencias de los componentes distintos del C:

$$T_0 = -650,4 \times \%C + B,$$

donde, B se determina como sigue:

5
$$B = -50,6 \times M_{neq} + 894,3,$$

donde, M_{neq} se determina a partir del porcentaje de masa de los elementos componentes según se muestra a continuación:

$$M_{neq} = \%Mn + 0,24 \times \%Ni + 0,13 \times \%Si + 0,38 \times \%Mo + 0,55 \times \%Cr + 0,16 \times \%Cu - 0,50 \times \%Al - 0,45 \times \%Co + 0,90 \times \%V.$$

10 Hay que indicar que las influencias sobre T_0 de los porcentajes de masas de los otros componentes especificados en la presente invención, aparte de los incluidos en la ecuación anterior, no son significativas, y son despreciables en este caso.

15 Ya que no es necesario especificar de forma particular la microestructura de la chapa de acero con el fin de mejorar la propiedad de fijación de las formas, no es necesario especificar de forma particular el límite inferior de la temperatura de bobinado. Sin embargo, para evitar el pobre aspecto originado por el óxido cuando un rollo se mantiene húmedo con agua durante un largo periodo de tiempo, es deseable que la temperatura de bobinado sea de 50°C o superior.

20 Con el fin de obtener un límite elástico bajo, además de mejorar la propiedad de fijación de las formas, en la presente invención, es necesario que la microestructura sea la estructura de un compuesto que contenga ferrita como la fase que responde al porcentaje en volumen más grande y principalmente martensita como la segunda fase. Para hacer eso, es necesario que la temperatura de bobinado sea de 350°C o menos. La razón es debida a que cuando la temperatura de bobinado supera los 350°C, se forma bainita y no se obtiene una cantidad suficiente de martensita y, como resultado, no se obtiene la microestructura prevista que contiene ferrita como la fase que responde al porcentaje de volumen más grande y con martensita como la segunda fase. No es necesario establecer de forma particular un límite inferior de la temperatura de bobinado pero, para evitar el pobre aspecto originado por el óxido cuando se mantiene una bobina húmeda con agua durante un largo periodo de tiempo, es deseable que la temperatura de bobinado sea de 50°C o superior.

25 Con el fin de obtener una buena ductilidad, además de mejorar la propiedad de fijación de las formas, en la presente invención, es necesario que la microestructura sea la estructura de un compuesto que contenga austenita retenida del 5% a 25% en términos de porcentaje en volumen y que tenga el resto consistente principalmente en ferrita y bainita. Para hacer eso, la temperatura de bobinado debe estar restringida a ser inferior a 450°C. Esto es debido a que cuando la temperatura de bobinado es 450°C o más alta, se forma bainita que contiene carburos y no se obtiene una cantidad de austenita retenida y, como resultado, no se obtiene la microestructura prevista que contenga austenita retenida del 5% a 25% en términos de porcentaje en volumen y que tenga el resto consistente principalmente en ferrita y bainita. Por otro lado, cuando la temperatura de bobinado es de 350°C o más baja, se forma una gran cantidad de martensita y no se obtiene una cantidad suficiente de austenita retenida y, como resultado, no se obtiene la microestructura prevista que contiene austenita retenida del 5% a 25% en términos de porcentaje en volumen, y que tiene el resto consistente principalmente en ferrita y bainita. Por esta razón, la temperatura de bobinado se limita estar por encima de los 350°C.

30 Además, mientras que la presente invención no especifica de forma particular la velocidad de enfriamiento que se va a aplicar después del bobinado, cuando se añade Cu en 1% o más, el Cu precipita después del bobinado y no solamente se deteriora la capacidad de trabajo sino que también se puede perder el Cu soluto eficaz para mejorar las propiedades de fatiga. Por esta razón, es deseable que la velocidad de enfriamiento después del bobinado sea de 30°C/s o más hasta la temperatura de 200°C.

35 Con el fin de obtener una buena capacidad de trabajar las rebabas, además de mejorar la propiedad de fijación de las formas, en la presente invención, es necesario que la microestructura sea la estructura de un compuesto que contenga bainita, o ferrita y bainita como la fase que responde al porcentaje de volumen más grande. Para hacerlo así, la temperatura de bobinado tiene que estar restringida a 450°C o más. Esto es debido a que cuando la temperatura de bobinado está por debajo de 450°C, se puede formar en gran cantidad de austenita retenida o de martensita, consideradas perjudiciales para la capacidad de trabajar las rebabas y, como consecuencia, no se obtiene la microestructura prevista de la estructura de un compuesto que contiene bainita, o ferrita y bainita como la fase que responde al mayor porcentaje de volumen. Además, mientras que la presente invención no especifica, de forma particular, la velocidad de enfriamiento que va a aplicarse después del bobinado, cuando se añade Cu en un 1,2% o más, el Cu precipita después del bobinado y no solamente se deteriora su capacidad de ser trabajada sino que también puede perderse el Cu soluto, eficaz para mejorar las propiedades de fatiga. Por esta razón, es deseable que la velocidad de enfriamiento después del bobinado sea de 30°C/s o más, hasta la temperatura de 200°C.

55 La presente invención no especifica, de forma particular, la temperatura de bobinado (CT) para obtener una chapa

de acero según las reivindicaciones. Sin embargo, con el fin de conservar la textura de la austenita obtenida mediante el laminado de acabado con una relación de reducción total del 25% o más, en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$ o inferior, es deseable bobinar la chapa de acero a la temperatura de bobinado T_0 , mostrada más adelante, o inferior. La temperatura T_0 es una temperatura definida termodinámicamente como una temperatura a la cual la austenita y la ferrita, que tiene los mismos componentes químicos que la austenita, tienen la misma energía libre. Se puede calcular de forma simplificada mediante la siguiente ecuación, teniendo en cuenta las influencias de los componentes distintos del C:

$$T_0 = -650,4 \times \%C + B,$$

donde, B se determina como sigue:

$$B = -50,6 \times M_{\text{neq}} + 894,3,$$

donde, M_{neq} se determina a partir del porcentaje de masa de los elementos componentes según se muestra a continuación:

$$M_{\text{neq}} = \%Mn + 0,24 \times \%Ni + 0,13 \times \%Si + 0,38 \times \%Mo + 0,55 \times \%Cr + 0,16 \times \%Cu - 0,50 \times \%Al - 0,45 \times \%Co + 0,90 \times \%V.$$

Hay que indicar que las influencias sobre T_0 de los porcentajes de masas de los otros componentes especificados en la presente invención, aparte de los incluidos en la ecuación anterior, no son significativas, y son despreciables en este caso.

Por otro lado, como para el límite inferior de la temperatura de bobinado (CT) es deseable bobinar la chapa de acero a una temperatura por encima de los 350°C , debido a que a 350°C o menos, los precipitados que contienen Ti y/o Nb no se forman en suficiente cantidad y el C soluto permanece en el acero, deteriorando probablemente la capacidad de ser trabajada. Además, mientras que la presente invención no especifica de forma particular la velocidad de enfriamiento que va a aplicarse después del bobinado, cuando se añade Cu en un 1% o más, y si la temperatura de bobinado (CT) supera los 450°C , el Cu precipita después del bobinado, y no solamente se deteriora su capacidad de trabajo sino que también puede perderse el Cu soluto, eficaz para mejorar las propiedades de fatiga. Por esta razón, es deseable que la velocidad de enfriamiento después del bobinado sea de 30°C/s o más, hasta la temperatura de 200°C .

Después de completar el proceso del laminado en caliente, la chapa de acero puede sufrir decapado, según requiera la ocasión, y luego un laminado de endurecimiento con una relación de reducción del 10% o menos, o un laminado en frío con una relación de reducción de hasta el 40% más o menos, tanto en línea como fuera de línea. Sin embargo, en este caso, con el fin de obtener el efecto de reducir el coeficiente de fricción aplicando una composición que tiene un efecto lubricante, es necesario controlar la relación de reducción del laminado de endurecimiento de forma que la media aritmética de la rugosidad R_a de al menos una de las superficies de la chapa de acero llegue a ser de 1 a $3,5 \mu\text{m}$ después del laminado de endurecimiento.

A continuación, en el caso en el que la chapa de acero laminada en frío se use como producto final, la presente invención no especifica, de forma particular, las condiciones del laminado de acabado en caliente. Sin embargo, para obtener un mejor propiedad de fijación de las formas, es deseable aplicar una relación de reducción total del 25% o más en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ\text{C}$ o inferior. Además, en semejante caso, mientras que es aceptable que la temperatura en la pasada final (FT) del laminado de acabado esté por debajo de la temperatura de transformación Ar_3 , ya que en la ferrita que ha precipitado antes o durante la laminación permanece una estructura inducida intensamente por un trabajo, es deseable que la estructura inducida por el trabajo sea recuperada y recristalizada mediante un posterior proceso de bobinado o tratamiento térmico.

La relación de reducción total en un laminado en frío, posterior al decapado, se establece en menos del 80%. Esto es debido a que cuando la relación de reducción total en un laminado en frío es del 80% o más, la relación de la intensidad integrada de difracción de rayos X en los planos cristalinos $\{111\}$ y $\{554\}$ paralelos al plano de la chapa de acero, que constituyen una textura de recristalización normalmente obtenida por el laminado en frío, tiende a ser más grande. Una relación preferible de reducción total en el laminado en frío es del 70% o menos. Se pueden aprovechar los efectos de la presente invención sin especificar de forma concreta el límite inferior de la relación de reducción en frío, pero, para controlar las intensidades de difracción de rayos X en las componentes de orientación del cristal dentro de los intervalos apropiados, es deseable establecer el límite inferior de la relación de reducción en frío en el 3% o más.

La discusión en este caso se basa en la suposición de que el tratamiento térmico de una chapa de acero laminada en frío se lleva a cabo en un proceso de recocido continuo.

En primer lugar, se trata previamente térmicamente una chapa de acero durante 5 a 150 segundos en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ac_3 + 100^\circ\text{C}$ o inferior. Si el límite superior de la temperatura del tratamiento térmico supera la temperatura de transformación $Ac_3 + 100^\circ\text{C}$, la ferrita que se ha formado mediante la recristalización se transforma en austenita, la textura formada por el crecimiento de los granos de austenita se hace aleatoria, y la textura de la ferrita finalmente obtenida también se hace aleatoria. Por esta razón, el límite superior de

la temperatura del tratamiento térmico se determina que va a ser la temperatura de transformación $Ac_3 + 100^\circ C$ o inferior. Las temperaturas de transformación Ac_1 y Ac_3 aquí mencionadas, se pueden expresar en relación a los componentes químicos usando, por ejemplo, la expresión según la página 273 de la traducción japonesa de The Physical Metallurgy of Steels, de W.C. Leslie (publicada por Maruzen en 1985, traducida por Hiroshi Kumai y Tatsuhiko Noda). Es aceptable si el límite inferior de la temperatura del tratamiento térmico es igual a, o superior a, la temperatura de recuperación, porque no es necesario especificar, de forma particular, la microestructura de la chapa de acero con el fin de mejorar la propiedad de la fijación de las formas. Sin embargo, cuando la temperatura del tratamiento térmico está por debajo de la temperatura de recuperación, la estructura inducida por el trabajo es retenida y la capacidad de conformación se deteriora significativamente. Por esta razón, el límite inferior de la temperatura del tratamiento térmico se determina que va a ser igual, o superior a, la temperatura de recuperación. Para obtener una ductilidad todavía mejor, es deseable que la temperatura del tratamiento térmico sea igual a, o superior a, la temperatura de recuperación del acero.

Además, con respecto al tiempo de retención en el anterior intervalo de temperatura, si el tiempo de retención es más corto de 5 segundos, es insuficiente para tener de nuevo completamente disuelta la cementita, pero, si el tiempo de retención supera los 150 segundos, el efecto del tratamiento térmico se satura y, lo que es más, la productividad disminuye. Por esta razón, se determina que el tiempo de retención va a estar en el intervalo de 5 a 150 segundos.

En particular, se determina que el tiempo de retención se determina que va a estar también en el intervalo de 5 a 150 segundos, porque, si el tiempo de retención en el intervalo de temperatura es más corto de 5 segundos, es insuficiente para que los carbonitruros de Ti y Nb se disuelvan completamente de nuevo, pero, si el tiempo de retención supera los 150 segundos, el efecto del tratamiento térmico se satura y, lo que es más, la productividad disminuye.

La presente invención no especifica, de forma particular, las condiciones del enfriamiento después del tratamiento térmico. Sin embargo, con el fin de controlar la microestructura, como se mencionará más adelante, se puede emplear un mero procedimiento de enfriamiento o la combinación de un proceso de retención a una cierta temperatura con un proceso de enfriamiento, según requiera la ocasión.

Con el fin de obtener un bajo límite elástico, además de mejorar la propiedad de la fijación de las formas, en la presente invención, es necesario que la microestructura se la estructura de un compuesto que contiene ferrita como la fase que responde al porcentaje de volumen más grande y principalmente martensita como la segunda fase. Para hacerlo así, se determina que la chapa de acero laminada en caliente va a estar retenida durante 5 a 150 segundos en el intervalo de temperatura desde la temperatura de transformación Ac_1 a la temperatura de transformación $Ac_3 + 100^\circ C$, como se describió anteriormente. En este caso, si la cementita ha precipitado en un estado como el laminado en caliente, y si la temperatura es demasiado baja incluso dentro de dicho intervalo de temperatura, se emplea un tiempo demasiado largo para que la cementita se disuelva de nuevo. Cuando, por otro lado, la temperatura es demasiado alta el porcentaje en volumen de la austenita llega a ser demasiado grande y la concentración de C en la austenita llega a ser demasiado baja, y, como consecuencia, la historia de la temperatura del acero es probable que pase a través de la "nariz" de la curva de transformación de la bainita o de la perlita que contiene mucho carburo. Por esta razón, es deseable calentar la chapa de acero a una temperatura de 780 a 850°C.

Si la velocidad de enfriamiento después de la retención está por debajo de 20°C, la historia de la temperatura del acero es probable que pase a través de la "nariz" de la curva de transformación de la bainita o de la perlita que contiene mucho carburo, y, por esta razón, se determina que la velocidad de enfriamiento va a ser de 20°C/s o más. Si la temperatura final de enfriamiento está por encima de 350°C, no se obtiene la microestructura prevista que contiene ferrita como la fase que responde al mayor porcentaje de volumen y principalmente martensita como la segunda fase. Por esta razón, el enfriamiento debe continuar bajando hasta una temperatura de 350°C o inferior. La presente invención no especifica de forma particular un límite inferior de la temperatura al final del proceso de enfriamiento, pero, si se aplica un enfriamiento con agua o un enfriamiento por neblina y se mantiene la bobina húmeda con agua durante un largo periodo de tiempo, para evitar el pobre aspecto originado por el óxido, es deseable que la temperatura al final del proceso de enfriamiento sea de 50°C o superior.

Con el fin de obtener una buena ductilidad, además de mejorar la propiedad de fijación de las formas, en la presente invención, es necesario que la microestructura sea la estructura de un compuesto que contiene austenita retenida de un 5 a un 25%, en términos de porcentaje en volumen, y que tenga el resto consistente principalmente en ferrita y bainita. Para hacerlo así, se determina que la lámina de acero va a ser tratada previamente durante 5 a 150 segundos en un intervalo de temperatura desde la temperatura de transformación Ac_1 a la temperatura de transformación $Ac_3 + 100^\circ C$, como se describió anteriormente. En este caso si ha precipitado cementita en un estado de laminado en caliente, y si la temperatura es demasiado baja incluso dentro del intervalo de temperatura, se emplea un tiempo demasiado largo para que la cementita se disuelva de nuevo. Cuando, por otro lado, la temperatura es demasiado alta el porcentaje en volumen de la austenita llega a ser demasiado grande y la concentración de C en la austenita llega a ser demasiado baja, y, como consecuencia, la historia de la temperatura del acero es probable que pase a través de la "nariz" de la curva de transformación de la bainita o de la perlita que contiene mucho carburo. Por esta razón, es deseable calentar la chapa de acero a una temperatura de 780 a 850°C. Si la velocidad de enfriamiento después de la retención está por debajo de 20°C, la historia de la temperatura del acero es probable que pase a

través de la "nariz" de la curva de transformación de la bainita o de la perlita que contiene mucho carburo, y, por esta razón, se determina que la velocidad de enfriamiento va a ser de 20°C/s, o más.

A continuación, con respecto al procedimiento para acelerar la transformación de la bainita y estabilizar una cantidad requerida de austenita retenida, si la temperatura al final del enfriamiento es 450°C o más alta, la austenita retenida se descompone en bainita o perlita que contiene mucho carburo, y no se obtiene la microestructura prevista que contiene austenita retenida de un 5 a un 25% en términos de porcentaje en volumen y que tiene el resto consistente principalmente en ferrita y bainita. Si la temperatura de enfriamiento final está por debajo de 350°C, se puede formar martensita en una gran cantidad y no se puede asegurar una suficiente cantidad de austenita retenida y, como resultado, no se obtiene la microestructura prevista que contiene austenita retenida en un 5 al 25% en términos de porcentaje en volumen y consistiendo el resto principalmente en ferrita y bainita. Por esta razón, el enfriamiento se debe llevar a cabo en el intervalo de temperatura por encima de 350°C.

Además, con respecto al tiempo de retención en el intervalo de temperatura anteriormente mencionado, si el tiempo de retención es más corto que 5 segundos, la transformación de la bainita para estabilizar la austenita retenida es insuficiente y, como consecuencia, la austenita retenida inestable se puede transformar en martensita al final de la posterior etapa de enfriamiento y, como resultado, no se obtiene la microestructura prevista que contiene austenita retenida en un 5 al 25% en términos de porcentaje en volumen y que tiene el resto consistente principalmente en ferrita y bainita. Por otro lado, si el tiempo de retención supera los 600 segundos, se supera la transformación de la bainita y no se forma la cantidad requerida de austenita retenida estable y, como resultado, no se obtiene la microestructura prevista que contiene austenita retenida en un 5 al 25% en términos de porcentaje en volumen, y que tiene el resto consistente principalmente en ferrita y bainita. Por esta razón, el tiempo de retención en el intervalo de temperatura se determina que va a ser de 5 a 600 segundos.

Finalmente, si la velocidad de enfriamiento hasta el final del enfriamiento está por debajo de los 5°C/s, hay una probabilidad de que la transformación de la bainita se supere durante el enfriamiento, y no se forme la cantidad requerida de austenita retenida estable y, como consecuencia, puede no obtenerse la microestructura prevista que contiene austenita retenida en un 5 al 25% en términos de porcentaje en volumen, y que tiene el resto consistente principalmente en ferrita y bainita. Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento se determina que va a ser de 5°C/s o más. Además, si la temperatura al final del enfriamiento supera los 200°C, se puede deteriorar la propiedad del envejecimiento y, por lo tanto, se determina que la temperatura final del enfriamiento va a ser de 200°C o inferior. La presente invención no específica, de forma particular, el límite inferior de la temperatura al final del enfriamiento, pero, si se aplica un enfriamiento con agua o un enfriamiento por neblina y se mantiene la bobina húmeda con agua durante un largo periodo de tiempo, para evitar el pobre aspecto originado por el óxido, es deseable que la temperatura al final del proceso de enfriamiento sea de 50°C o superior.

Además, con el fin de obtener una buena capacidad de trabajar las rebabas, además de mejorar la propiedad de fijación de las formas, en la presente invención, es necesario que se obtenga la microestructura de la estructura de un compuesto que contenga bainita, o ferrita y bainita como la fase que responde al porcentaje en volumen más grande. Para hacerlo así, se determina que el límite inferior de la temperatura del tratamiento térmico va a ser la temperatura de transformación Ac_1 o más alta. Si el límite inferior de la temperatura del tratamiento térmico está por debajo de la temperatura de transformación Ac_1 , no se obtiene la estructura del compuesto prevista que contiene bainita, o ferrita y bainita como la fase que responde al porcentaje de volumen más grande. Cuando se pretende obtener tanto una buena capacidad de trabajar las rebabas, y una alta ductilidad sin sacrificar demasiado la capacidad de trabajar las rebabas, la temperatura del tratamiento térmico se determina en el intervalo desde la temperatura de transformación Ac_1 hasta la temperatura de transformación Ac_3 (la zona bifásica ferrita-austenita) con el fin de aumentar el porcentaje en volumen de ferrita. Además, con el fin de obtener una todavía mejor capacidad de trabajar las rebabas, es deseable que la temperatura del tratamiento térmico esté en el intervalo desde la temperatura de transformación Ac_3 hasta la temperatura de transformación $Ac_3 + 100^\circ C$ para aumentar el porcentaje de volumen de la bainita.

La presente invención no específica, de forma particular, las condiciones del procedimiento de enfriamiento, pero, cuando dicha temperatura del tratamiento térmico está en el intervalo desde la temperatura de transformación Ac_1 hasta la temperatura de transformación Ac_3 , es deseable enfriar la chapa de acero a una velocidad de enfriamiento de 20°C/s, o más, hasta el intervalo de temperatura desde más de 350°C a no más de la temperatura T_0 especificada aquí anteriormente. Esto es porque, si la velocidad de enfriamiento está por debajo de 20°C/s, la historia de la temperatura del acero es probable que pase a través de la "nariz" de la curva de transformación de la bainita o de la perlita que contiene mucho carburo. Además, cuando la temperatura final de enfriamiento es 350°C o más baja, puede formarse en gran cantidad martensita, que se considera perjudicial para las propiedades de trabajo de las rebabas y, como resultado, no se obtiene la estructura del compuesto prevista que contiene bainita, o ferrita y bainita como la fase que responde al porcentaje de volumen más grande. Por esta razón, es deseable que la temperatura final de enfriamiento esté por encima de 350°C. Además, con el fin de conservar la textura de la austenita obtenida hasta el proceso previo, es deseable que la temperatura final de enfriamiento sea T_0 o inferior.

Finalmente, si la velocidad de enfriamiento que baja hasta la temperatura al final del proceso de enfriamiento es de 20°C/s, o más, hay una probabilidad de que durante el enfriamiento se forme en gran cantidad martensita, que se considera perjudicial para las propiedades de trabajo de las rebabas y, como resultado, puede no obtenerse la es-

5 tructura del compuesto prevista que contiene bainita, o ferrita y bainita como la fase que responde al porcentaje de volumen más grande. Por consiguiente, es deseable que la velocidad de enfriamiento esté por debajo de 20°C/s. Además, si la temperatura al final de proceso de enfriamiento supera los 200°C, se pueden deteriorar las propiedades del envejecimiento. Por lo tanto, es deseable que la temperatura al final del proceso de enfriamiento sea de 200°C o más baja. Para evitar el pobre aspecto originado por el óxido, si se aplica un enfriamiento con agua o un enfriamiento con neblina y se mantiene una bobina húmeda con agua durante un largo periodo de tiempo, es deseable que el límite inferior de la temperatura al final del proceso de enfriamiento sea de 50°C o más.

10 Por otro lado, en el caso en el que dicha temperatura del tratamiento térmico esté dentro del intervalo de la temperatura de transformación Ac_3 hasta la temperatura de transformación $Ac_3 + 100^\circ C$, es deseable enfriar la chapa de acero a una velocidad de enfriamiento de 20°C/s o más hasta la temperatura de 200°C o inferior. Esto es porque, si la velocidad de enfriamiento está por debajo de 20°C/s, la historia de la temperatura del acero es probable que pase a través de la "nariz" de la curva de transformación de la bainita o de la perlita que contiene mucho carburo. Además, si la temperatura al final de proceso de enfriamiento supera los 200°C, se pueden deteriorar las propiedades del envejecimiento. Por lo tanto, es deseable que la temperatura al final del proceso de enfriamiento sea de 200°C o inferior. Para evitar el pobre aspecto originado por el óxido, si se aplica un enfriamiento con agua o un enfriamiento con neblina y se mantiene una bobina húmeda con agua durante un largo periodo de tiempo, es deseable que el límite inferior de la temperatura al final del proceso de enfriamiento sea de 50°C o más.

20 Además, con el fin de obtener una chapa de acero según las reivindicaciones de la presente invención, no es necesario especificar de forma particular las condiciones del enfriamiento después del tratamiento térmico. Sin embargo, es deseable que se enfríe la chapa de acero a una velocidad de enfriamiento de 20°C/s, o más, hasta el intervalo de temperatura desde más de 350°C hasta la temperatura T_0 , especificada aquí anteriormente. Esto es porque, si la velocidad de enfriamiento está por debajo de 20°C/s, está relacionado con que el tamaño de los precipitados que contienen Ti y/o Nb se hace grueso y no contribuyen a aumentar la resistencia mediante un reforzamiento por precipitación. Además, si la temperatura final del enfriamiento es de 350°C o inferior, hay probabilidad de que los precipitados que contienen Ti y/o Nb no se formen en cantidad suficiente, y el C soluto permanece en el acero, deteriorando la capacidad de ser trabajado. Por esta razón, es deseable que la temperatura final de enfriamiento esté por encima de 350°C. Además, si la temperatura al final del proceso de enfriamiento está por encima de 200°C, se pueden deteriorar las propiedades de envejecimiento y, por esta razón, es deseable que la temperatura al final del proceso de enfriamiento sea de 200°C o más baja. Si se aplica un enfriamiento con agua o un enfriamiento con neblina y se mantiene una bobina húmeda con agua durante un largo periodo de tiempo, para evitar el pobre aspecto originado por el óxido, es deseable que el límite inferior de la temperatura al final del proceso de enfriamiento sea de 50°C o más.

35 Después de los procesos anteriormente mencionados, se aplica un laminado de endurecimiento según requiera la ocasión. Hay que indicar que, en este caso, con el fin de obtener el efecto de bajar el coeficiente de fricción aplicando una composición que tenga un efecto lubricante, la relación de reducción del laminado de endurecimiento tiene que controlarse de forma que la media aritmética de la rugosidad R_a de al menos una de las superficies de la chapa de acero sea de 1 a 3,5 μm después del laminado.

40 Con el fin de aplicar un revestimiento de cinc a una chapa de acero laminada en caliente después del decapado o a una chapa de acero laminada en caliente después de completar el tratamiento térmico anterior para la recristalización, la chapa de acero tiene que ser sumergida en un baño galvánico de cinc. Puede ser sometido a un proceso aleante según requiera la ocasión.

45 Finalmente, con el fin de asegurar una buena capacidad de embutición, se aplica una composición que tenga un efecto lubricante a la chapa de acero después de completar los procesos de producción anteriormente mencionados. El método de la solicitud no está limitado específicamente en cuanto que obtiene el espesor de revestimiento deseado. Comúnmente se emplea un revestimiento electrostático o un método que usa una máquina para aplicar un revestimiento por laminación.

Ejemplo 1

50 Los aceros A hasta L, que tienen los componentes químicos listados en la Tabla 1, se fundieron y se refinaron en un convertidor, se colaron de forma continua en forma de planchas, se recalentaron y luego se laminaron mediante un laminado basto y un laminado de acabado en chapas de acero de 1,2 a 5,5 mm de espesor, y luego se bobinaron. Hay que indicar que los componentes químicos en la Tabla están expresados en términos de tanto por ciento en masa.

55 Luego, la Tabla 2 muestra los detalles de las condiciones de producción. En la Tabla, "SRT" significa la temperatura de recalentamiento de la plancha, "FT" es la temperatura de laminado de acabado en la pasada final, y la "relación de reducción" es la relación de reducción final en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ C$ o inferior. Hay que indicar que, en el caso en el que la chapa de acero se lamine en frío después de ser laminada en caliente, la restricción que se va a aplicar no es necesaria y, por lo tanto, cada espacio relevante de la "relación de reducción" se rellena con un guión horizontal, que significa "no aplicable". Además, "lubricación" indica si se aplica o no lubricación en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ C$ o infe-

- rior. En la columna de "bobinado", O significa que la temperatura de bobinado (CT) es T0 o inferior, y x que la temperatura de bobinado está por encima de T0. Hay que indicar que, ya que no es necesario restringir la temperatura de bobinado como una de las condiciones de producción en el caso de una chapa de acero laminada en frío, cada espacio relevante se rellena con un guión horizontal, que significa "no aplicable". Algunas de las chapas de acero sufrieron un decapado, laminado en frío y recocido después del laminado en caliente. El espesor de las chapas de acero laminadas en frío abarcaba de 0,7 a 2,3 mm.
- También en la Tabla, la "relación de reducción en frío" significa una relación de reducción total en frío, y "tiempo" el tiempo de recocido. En la columna de "recocido", O significa que la temperatura de recocido está dentro del intervalo desde la temperatura de recuperación hasta la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ C$, y x que está fuera del intervalo. El acero L sufrió un descascarillado bajo la condición de una presión de impacto de 2,7 MPa y un caudal de 0,001 l/cm² después de un laminado basto. Además, entre los aceros anteriormente mencionados, los aceros G y F-5 sufrieron un revestimiento con cinc. Además, después de completar los anteriores procesos de producción, se aplicó una composición que tenía un efecto lubricante usando un aparato de revestimiento electrostático o una máquina para aplicar un revestimiento por laminación.
- Se sometió la chapa de acero laminada en caliente, así preparada, a un ensayo de tracción conformando una muestra en una pieza del ensayo N° 5 según el documento JIS Z 2201 y según el método de ensayo especificado en el documento JIS Z 2241. El límite elástico (σ_Y), la resistencia a la tracción (σ_B) y la elongación de rotura (E1) se muestran en las Tablas 2-1 y 2-2.
- Luego se cortó, a partir de la posición de 1/4 ó 3/4 de la anchura de la chapa de acero, una pieza de ensayo de 30 mm de diámetro, las superficies se pulieron hasta un acabado de grado tres triángulos (el segundo acabado más fino) y, posteriormente, se quitaron las deformaciones mediante pulido químico o pulido electrolítico. Una pieza de ensayo, así preparada, se sometió a una medida de intensidad de difracción de rayos X según el método descrito en las páginas 274 a 296 de la traducción japonesa de Elements of X-ray Diffraction, de B.D. Cullity (publicado en 1986 por AGNE Gijitsu Center, traducido por Gentaro Matsumura).
- En este caso, se obtuvo la relación media de las intensidades de rayos X en el grupo de componentes de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X obteniendo las intensidades de difracción de rayos X en las componentes de orientación principales incluidas en el grupo de componentes de orientación, a saber $\{100\}<011>$, $\{116\}<110>$, $\{114\}<110>$, $\{113\}<110>$, $\{112\}<110>$, $\{335\}<110>$ y $\{223\}<110>$, de la textura tridimensional calculada, o por el método del vector basado en la proyección estereoscópica de $\{110\}$, o mediante el método de expansión en serie que usa dos o más (deseablemente tres o más) proyecciones estereoscópicas de entre las proyecciones estereoscópicas de $\{110\}$, $\{100\}$, $\{211\}$ y $\{310\}$.
- Por ejemplo, como la relación de la intensidad de los rayos X en las anteriores componentes de orientación del cristal respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X calculada por el último método, se pueden usar sin modificación las intensidades de $(001)[1-10]$, $(116)[1-10]$, $(114)[1-10]$, $(113)[1-10]$, $(112)[1-10]$, $(335)[1-10]$ y $(223)[1-10]$ en un corte transversal $\varnothing 2 = 45^\circ$ en una textura tridimensional. Hay que indicar que la relación media de las intensidades de los rayos X en el grupo de componentes de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X es la relación media aritmética en todas las componentes de orientación anteriores.
- Cuando es imposible obtener las intensidades en todas estas componentes de orientación, se puede usar como sustituto la media aritmética de las intensidades en las componentes de orientación de $\{100\}<011>$, $\{116\}<110>$, $\{114\}<110>$, $\{112\}<110>$, y $\{223\}<110>$.
- Además de lo anterior, se puede calcular la relación media de las intensidades de rayos X en las tres componentes de orientación de $\{554\}<225>$, $\{111\}<112>$ y $\{111\}<110>$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X a partir de la textura tridimensional obtenida de la misma forma que antes.
- En la Tabla 2, "intensidad 1" bajo "relaciones de intensidades de rayos X respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X" significa la relación media de las intensidades de los rayos X en el grupo de componentes de orientación de $\{100\}<011>$ a $\{223\}<110>$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X, e "intensidad 2" la relación media de las intensidades de los rayos X en las tres componentes de orientación de $\{554\}<225>$, $\{111\}<112>$ y $\{111\}<110>$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X.
- Luego, con el fin de examinar la propiedad de fijación de las formas de la chapa de acero, se cortó una pieza de ensayo de 50 mm de anchura y 270 mm de longitud a partir de la posición de 1/4 ó 3/4 de la anchura de la chapa de acero, de forma que la longitud era en la dirección de laminación, y fue sometida a un ensayo de flexión en U usando un punzón de 78 mm de ancho que tiene un reborde de 5 mm de radio. Se midió la forma de la pieza de ensayo que ha sufrido el ensayo de flexión a lo largo de la línea central de la anchura usando un aparato de medida de formas tridimensional. Se evaluó la propiedad de fijación de las formas usando los siguientes indicadores: exactitud dimensional evaluada por el valor obtenido restando la anchura del punzón de la distancia entre los puntos (5) como se muestra en la Figura 1; la cantidad de recuperación elástica definida por la media de los dos valores en las porciones a izquierda y derecha, obtenidos restando 90° del ángulo entre la línea recta que pasa a través de los puntos

(1) y (2) y la línea recta que pasa a través de los puntos (3) y (4); y la cantidad de combadura de pared definida como la media de los números inversos de la curvatura ente los puntos (3) y (5) en las porciones a derechas e izquierdas.

5 Hay que indicar en este caso que las cantidades de recuperación de la combadura varían dependiendo de la fuerza de soporte de la pieza (BHF). La tendencia de los efectos de la presente invención no cambia incluso con diversas condiciones de BHF, pero, en consideración al hecho de que no se puede imponer un BHF demasiado alto cuando una parte real es sometida a presión en el lugar de producción, en ese momento, en que se aplica el ensayo de flexión en U a diversas chapas de acero bajo una BHF de 29 kN. Basado en la exactitud dimensional y en la cantidad de combadura de pared obtenida en el ensayo de flexión, se puede juzgar finalmente la propiedad de fijación de las formas en términos de exactitud dimensional (Δd). Ya que, como es bien sabido, la exactitud dimensional disminuye a medida que la resistencia del acero aumenta, el valor $\Delta d/\sigma_B$, mostrado en la Tabla 2, se usa como indicador de la propiedad de fijación de las formas.

Se midió la media aritmética de la rugosidad R_a , usando un aparato de medida del tipo láser sin contacto y según el método especificado en el documento JIS B 0601-1994.

15 Se definió el coeficiente de fricción como la relación (f/F) de una fuerza de tracción (f) respecto a una fuerza de compresión (F) en los siguientes procedimientos de ensayo: como se ve en la Figura 2, se colocó una chapa de acero que se iba a evaluar entre os placas planas que tenían una dureza Vickers de HV600, o más, en las superficies; se impuso una fuerza (F) perpendicular a las superficies de la plancha de acero objeto del ensayo, de forma que la tensión de contacto era de 1,5 a 2 kgf/mm^2 ; y se midió la fuerza (f) requerida para tirar de la chapa de acero objeto del ensayo de entre las placas planas.

20 En último lugar, se definió un índice de embutición de la chapa de acero como el cociente (D/d) obtenido al dividir el diámetro máximo (D) en el que ha tenido éxito la embutición entre el diámetro (d) de un punzón cilíndrico cuando la chapa de acero se conformó en forma de disco y se sometió a una operación de embutición usando un punzón cilíndrico. En este ensayo, se conformaron las chapas de acero en forma de diversos discos de 300 a 400 mm de diámetro, en la evaluación de la capacidad de embutición, se usó un punzón cilíndrico de 175 mm de diámetro que tenía un reborde de 20 mm de radio alrededor de la cara del fondo y una matriz que tenía un reborde de 15 mm de radio. Con respecto a la fuerza de soporte de la pieza, se impusieron 5 kN en el caso de los aceros A hasta D, 100 kN en el caso de los aceros E, F-1 a F-10, G e I a L, y 150 kN en el caso del acero H.

25 Se entendió que todas las láminas de acero que tenían un coeficiente de fricción dentro del intervalo de la presente invención mostraban un índice de embutición (D/d) más alto que una chapa de acero que tenía un coeficiente de fricción por encima del intervalo de la presente invención y el índice de embutición de cualquiera de la primeras chapas de acero era de 1,91 o más.

30 Los ejemplos según la presente invención son aceros I1, concretamente aceros A, E, F-1, F-2, F-7, G, H, I, J, K y L. En estos ejemplos, se obtienen chapas de acero delgadas de alta resistencia que se pueden embutir y que son excelentes en la propiedad de fijación de las formas: caracterizadas porque, las chapas de acero contienen las cantidades prescritas de componentes, al menos en un plano en el centro del espesor de cualquiera de las chapas de acero, la relación media de las intensidades de los rayos X en el grupo de componentes de la orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X es 3 o más, y la relación media de las intensidades de los rayos X en las tres componentes de orientación de $\{554\}\langle 225 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ y $\{111\}\langle 110 \rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X es 3,5 o menos, la media aritmética de la rugosidad R_a de al menos una de las superficies es de 1 a 3,5 μm , y las superficies de la chapa de acero se recubren con una composición que tiene un efecto lubricante; y se caracteriza además porque al menos uno de los coeficientes de fricción en la dirección de la laminación y en la dirección perpendicular a la dirección de laminación de 0 a 200°C es 0,05 a 0,2. Como consecuencia, en las evaluaciones, mediante los métodos según la presente invención, los índices de la propiedad de fijación de las formas de estos aceros fueron superiores a los de los aceros convencionales.

35 Todos los aceros en las Tablas, distintos de los anteriormente mencionados estaban fuera de los intervalos de la presente invención por las siguientes razones.

40 En el acero B, el contenido de C estaba fuera del intervalo de la presente invención y, como consecuencia, no se obtuvo una resistencia suficiente (σ_B). En el acero C, el contenido de P estaba fuera del intervalo de la presente invención y, como consecuencia, no se obtuvieron buenas propiedades de fatiga. En el acero D, el contenido de S estaba fuera del intervalo de la presente invención y, como consecuencia, no se obtuvo una suficiente elongación (EI). En el acero F-3, ya que no se aplicó una composición que tiene un efecto lubricante, no se obtuvo el coeficiente de fricción previsto y, como consecuencia, no se obtuvo una suficiente capacidad de embutición (D/d).

45 En el acero F-4, ya que la media aritmética de la rugosidad R_a estaba fuera del intervalo especificado en la reivindicación 1 de la presente invención, no se obtuvo el coeficiente de fricción previsto y, como consecuencia, no se obtuvo la suficiente capacidad de embutición (D/d). En el acero F-5, ya que la relación de reducción total en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $A_{r3} + 100^\circ\text{C}$ o inferior, estaba fuera del intervalo de la presente invención, no se obtuvo la textura prevista en la reivindicación 1 y, como consecuencia, no se obtuvo la suficiente

propiedad de fijación de las formas ($\Delta d/\sigma B$).

5 En el acero F-6, ya que la temperatura de terminación del laminado final (FT) estaba fuera del intervalo de la presente invención y la temperatura de bobinado estaba también fuera del intervalo especificado en la descripción de la presente invención, no se obtuvo la textura prevista especificada en la reivindicación 1 y, como consecuencia, no se obtuvo la suficiente propiedad de fijación de las formas ($\Delta d/\sigma B$). En el acero F-8, ya que la relación de reducción en frío estaba fuera del intervalo de la presente invención, no se obtuvo la textura prevista especificada en la reivindicación 1 y, como consecuencia, no se obtuvo la suficiente propiedad de fijación de las formas ($\Delta d/\sigma B$). En el acero F-9, ya que la temperatura de recocido estaba fuera del intervalo de la presente invención, no se obtuvo la textura prevista especificada en la reivindicación 1 y, como consecuencia, no se obtuvo la suficiente propiedad de fijación de las formas ($\Delta d/\sigma B$). En el acero F-10, ya que el tiempo de recocido estaba fuera del intervalo de la presente invención, no se obtuvo la textura prevista especificada en la reivindicación 1 y, como consecuencia, no se obtuvo la suficiente propiedad de fijación de las formas ($\Delta d/\sigma B$).

Tabla 1

Acero	Composición química (% en masa)							Observaciones
	C	Si	Mn	P	S	Al	Otros	
A	0,041	0,02	0,26	0,012	0,0011	0,033	REM: 0,0008	Acero inventado
B	<u>0,002</u>	0,01	0,11	0,011	0,0070	0,044	Ti: 0,057	Acero comparativo
C	0,022	0,02	0,22	<u>0,300</u>	0,0015	0,012		Acero comparativo
D	0,018	0,04	0,55	<u>0,090</u>	<u>0,0400</u>	0,033		Acero comparativo
E	0,058	0,92	1,16	0,008	0,0009	0,041	Cu: 0,48, B: 0,0002	Acero inventado
F	0,081	0,88	1,24	0,007	0,0008	0,031		Acero inventado
G	0,049	0,91	1,27	0,006	0,0011	0,025	Cu: 0,78, Ni: 0,33	Acero inventado
H	0,094	1,89	1,87	0,008	0,0007	0,024	Ti: 0,71, Nb: 0,022	Acero inventado
I	0,060	1,05	1,16	0,007	0,0008	0,033	Mo: 0,11	Acero inventado
J	0,061	0,91	1,21	0,005	0,0011	0,030	V: 0,02 Cr: 0,08	Acero inventado
K	0,055	1,21	1,10	0,008	0,0007	0,024	Zr: 0,03	Acero inventado
L	0,050	1,14	1,00	0,007	0,0009	0,031	Ca: 0,0005	Acero inventado

Los valores subrayados están fuera del intervalo del acero inventado.

Tabla 2-1

Acero	Clasificación	Condiciones de producción						Procedimientos de recocido y laminado				Relaciones de intensidades de rayos X respecto a intensidades aleatorias de difracción de rayos X	
		Procedimiento de laminado en caliente			Procedimientos de recocido y laminado en caliente			Recocido	Tiempo (s)	Relación de intensidad 1	Relación de intensidad 2		
		SRT (°C)	FT (°C)	Relación reducción (%)	Lubricación	Bobinado	Relación reducción (%)						
A	Laminado en caliente	1250	880	42	No aplicada	O	-	-	-	5,8	0,7		
B	Laminado en caliente	1250	890	30	Aplicada	O	-	-	-	1,3	6,1		
C	Laminado en caliente	1200	880	30	No aplicada	O	-	-	-	0,8	1,3		
D	Laminado en caliente	1200	880	30	No aplicada	O	-	-	-	1,2	0,9		
E	Laminado en caliente	1150	870	42	No aplicada	O	-	-	-	8,1	1,8		
F-1	Laminado en caliente	1200	870	42	No aplicada	O	-	-	-	7,2	2,1		
F-2	Laminado en caliente	1200	870	42	Aplicada	O	-	-	-	8,3	1,4		
F-3	Laminado en caliente	1200	870	42	Aplicada	O	-	-	-	8,1	1,45		
F-4	Laminado en caliente	1200	970	42	No aplicada	O	-	-	-	8,4	1,4		
F-5	Laminado en caliente	1300	950	0	No aplicada	O	-	-	-	1,8	1,5		
F-6	Laminado en caliente	1300	970	0	No aplicada	X	-	-	-	1,8	1,7		
F-7	Laminado en frío	1200	860	-	Aplicada	-	65	O	90	4,2	2,3		
F-8	Laminado en frío	1200	860	-	Aplicada	-	80	O	90	2,8	4,2		
F-9	Laminado en frío	1200	860	-	Aplicada	-	65	X	90	1,7	2,6		
F-10	Laminado en frío	1200	860	-	Aplicada	-	65	O	2	1,8	2,2		
G	Laminado en caliente	1150	870	71	No aplicada	O	-	-	-	8,5	0,8		
H	Laminado en	1250	870	30	Aplicada	O	-	-	-	8,7	0,9		

Tabla 2-2

Acero	Clasificación	Condición de la superficie		Propiedades mecánicas			Índice de propiedad de fijación de forma $\Delta d/\sigma_B^*$ (mm/MPa)	Índice de embutición (D/d)	Observaciones
		Ra (μm)	Recubrimiento lubrificante	Coefficiente de fricción	σ_Y (MPa)	σ_B (MPa)			
A	Laminado en caliente	2,1	Aplicado	0,06	221	311	47	2,29	Acero inventado
B	Laminado en caliente	1,6	No aplicado	<u>0,22</u>	161	281	56	<u>1,86</u>	Acero comparativo
C	Laminado en caliente	1,9	Aplicado	0,14	220	369	42	1,91	Acero comparativo
D	Laminado en caliente	2,0	Aplicado	0,17	195	306	44	1,97	Acero comparativo
E	Laminado en caliente	2,2	Aplicado	0,12	422	637	29	2,06	Acero inventado
F-1	Laminado en caliente	2,3	Aplicado	0,09	438	668	28	2,09	Acero inventado
F-2	Laminado en caliente	1,4	Aplicado	0,07	423	655	29	2,23	Acero inventado
F-3	Laminado en caliente	1,5	No aplicado	<u>0,23</u>	419	649	29	<u>1,80</u>	Acero comparativo
F-4	Laminado en caliente	<u>3,7</u>	Aplicado	<u>0,21</u>	420	661	28	<u>1,83</u>	Acero comparativo
F-5	Laminado en caliente	2,0	No aplicado	<u>0,22</u>	431	660	28	<u>1,83</u>	Acero comparativo
F-6	Laminado en caliente	2,3	No aplicado	<u>0,23</u>	400	622	32	<u>1,77</u>	Acero comparativo
F-7	Laminado en frío	0,5	Aplicado	0,08	418	671	28	2,11	Acero inventado
F-8	Laminado en frío	0,6	No aplicado	0,10	433	667	28	2,09	Acero comparativo
F-9	Laminado en frío	0,6	Aplicado	0,07	552	721	20	2,17	Acero comparativo
F-10	Laminado en frío	0,5	No aplicado	0,11	570	710	21	2,09	Acero comparativo
G	Laminado en caliente	2,2	Aplicado	0,12	441	661	30	2,00	Acero inventado
H	Laminado en caliente	1,8	Aplicado	0,15	776	986	16	1,97	Acero inventado
I	Laminado en caliente	1,9	Aplicado	0,16	404	638	27	1,91	Acero inventado
J	Laminado en caliente	2,1	Aplicado	0,11	431	623	26	2,03	Acero inventado
K	Laminado en caliente	2,4	Aplicado	0,13	425	627	30	2,06	Acero inventado
L	Laminado en caliente	2,1	Aplicado	0,13	401	588	25	2,06	Acero inventado

*: x 1000

Los valores subrayados están fuera del intervalo del acero inventado.

Como se ha explicado con detalle, la presente invención se refiere a una chapa delgada de acero de alta resistencia que se puede embutir y que es excelente en la propiedad de conservación de las formas, y a un método para producir la chapa de acero. Usando la chapa delgada de acero de alta resistencia, se consigue una buena capacidad de embutición incluso con una chapa de acero que tenga una textura inconveniente para el trabajo de embutición, y se puede conseguir al mismo tiempo tanto una buena propiedad de fijación de la forma como una alta capacidad de embutición. Por esta razón, la presente invención es industrialmente muy valiosa.

Ejemplo 2

Se fundieron los aceros A hasta L que tenían los componentes químicos listados en la Tabla 3, y se refinaron en un convertidor, se coló de forma continua en forma de planchas, se recalentaron y luego se laminaron mediante un laminado basto y un laminado de acabado en chapas de acero de 1,2 a 5,5 mm de espesor, y luego se bobinaron. Hay que indicar que los componentes químicos en la Tabla están expresados en términos de tanto por ciento en masa. Como se muestra en las Tablas 4-1, 4-2 y 4-3, algunos de los aceros fueron laminados en caliente con lubricación. El acero L sufrió un descascarillado bajo la condición de una presión de impacto de 2,7 MPa y un caudal de 0,001 l/cm² después del laminado basto. Además, algunas de las chapas de acero sufrieron un decapado, un laminado en frío y un tratamiento térmico, como se muestra en la Tabla 2, después del proceso de laminado en caliente. El espesor de las chapas de acero laminadas en frío oscilaba entre 0,7 y 2,3 mm. Además, entre los aceros mencionados anteriormente, los aceros G y A-8 sufrieron un revestimiento con cinc.

La Tabla 4 muestra con detalle las condiciones de producción. En la Tabla, "SRT" significa la temperatura de recalentamiento de la plancha, "FT" es la temperatura de laminado de acabado en la pasada final, y "relación de reducción" la relación de reducción total en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación Ar₃ + 100°C o inferior. Hay que indicar que, en el caso en el que la chapa de acero se lamina en frío después de ser laminada en caliente, la restricción que se va a aplicar no es necesaria y, por lo tanto, cada espacio relevante de la "relación de reducción" se rellena con un guión horizontal, que significa "no aplicable". Además, "lubricación" indica si se aplica o no lubricación en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación Ar₃ + 100°C o inferior. "CT" significa la temperatura de bobinado. Sin embargo, ya que no es necesario restringir la temperatura de bobinado como una de las condiciones de producción en el caso de una chapa de acero laminada en frío, cada espacio relevante se rellena con un guión horizontal, que significa "no aplicable". Luego, "relación de reducción en frío" significa una relación de reducción total en frío, "ST" es la temperatura de tratamiento, y "tiempo" el tiempo del tratamiento térmico.

Después de completar los anteriores procedimientos de producción, se aplicó una composición que tenía un efecto lubricante usando un aparato para aplicar un revestimiento electrostático, o una máquina para aplicar un revestimiento por laminación.

La chapa de acero laminada en caliente, así preparada, fue sometida a un ensayo de tracción conformando una muestra en una pieza del ensayo N° 5 según el documento JIS Z 2201 y según el método de ensayo especificado en el documento JIS Z 2241. El límite elástico (σ_Y), la resistencia a la tracción (σ_B) y la elongación de rotura (E1) se muestran en la Tabla 4. Mientras tanto, se evaluó la capacidad de trabajar las rebabas (capacidad de expansión de un orificio) siguiendo el método de ensayo de expansión de un orificio según la Norma de la Japan Iron and Steel Federation (Federación japonesa del hierro y del acero) JSF T 1001-1996. La Tabla 4 muestra la relación (λ) de expansión del orificio.

Se midió la intensidad de difracción de rayos X mediante el mismo método que el empleado en el Ejemplo 1.

Se evaluó la propiedad de fijación de las formas también mediante el mismo método que el empleado en el Ejemplo 1.

Además, se midió la media aritmética de la rugosidad Ra también mediante el mismo método que el empleado en el Ejemplo 1.

Igualmente, se midió el coeficiente de fricción mediante el mismo método que el empleado en el Ejemplo 1.

Finalmente, se calculó el índice de capacidad de embutición de la chapa de acero de la misma menara que la empleada en el Ejemplo 1. Se impuso una fuerza de soporte de la pieza de 10 kN en el caso del acero B, 100 kN en el caso del acero J, y 120 kN en el caso de los aceros A, C, E, F, G, H, I y K.

Se entendió que todas las chapas de acero que tenían coeficiente de fricción dentro del intervalo de la presente invención mostraban un índice de capacidad de embutición (D/d) más alto que el de la chapa de acero que tenía un coeficiente de fricción por encima del intervalo de la presente invención y el índice de la capacidad de embutición de cualquiera de las primeras chapas de acero era de 1,91 o más.

Los ejemplos según la presente invención son 12 aceros, a saber, los aceros A-1, A-3, A-4, A-8, A-10, C, E, G, H, I, J, y L. En estos ejemplos, se obtuvieron chapas delgadas de acero de alta resistencia, que se podían embutir, y eran excelentes en la propiedad de fijación de las formas y la propiedad de formar rebabas: caracterizados porque, las chapas de acero contenían las cantidades prescritas de componentes, al menos en un plano en el centro del espesor de cualquiera de las chapas de acero, la relación media de las intensidades de rayos X en el grupo de compo-

- 5 nentes de orientación $\{100\}\langle 110\rangle$ a $\{223\}\langle 110\rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X es 3 o más, y la relación media de la intensidad de los rayos X en las tres componentes de la orientación de $\{554\}\langle 225\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$ y $\{111\}\langle 110\rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X es 3,5 o menos, la media aritmética de la rugosidad Ra de al menos una de las superficies es 1 a 3,5 μm , y las superficies de la chapa de acero están recubiertas con una composición que tiene un efecto lubricante; y caracterizado además porque al menos uno de los coeficientes de fricción en la dirección de la laminación y en la dirección perpendicular a la dirección de laminación de 0 a 200°C es 0,05 a 0,2. Como consecuencia, en las evaluaciones mediante los métodos según la presente invención, los índices de la propiedad de fijación de las formas de estos aceros fueron superiores a los de los aceros convencionales.
- 10 Todas las chapas de acero en las Tablas, distintas de la anteriormente mencionada estaban fuera de los intervalos de la presente invención por las siguientes razones.
- 15 En el acero A-2, ya que la temperatura final (FT) del laminado de acabado y la relación de reducción total en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $A_{r3} + 100^\circ\text{C}$ o inferior estaban fuera de sus respectivos intervalos especificados de la presente invención, no se obtuvo la textura prevista especificada en la reivindicación 1 y, como consecuencia, no se obtuvo una suficiente propiedad de fijación de las formas ($\Delta d/\sigma_B$). En el acero A-5, ya que no se aplicó una composición que tenía un efecto lubricante, no se obtuvo el coeficiente de fricción previsto y, como consecuencia, no se obtuvo una suficiente capacidad de embutición (D/d). En el acero A-6 ya que la media aritmética de la rugosidad Ra estaba fuera del intervalo especificado en la reivindicación 1 de la presente invención, no se obtuvo el coeficiente de fricción previsto y, como consecuencia, no se obtuvo una suficiente capacidad de embutición (D/d). En el acero A-7, ya que la temperatura del tratamiento térmico (ST) estaba fuera del intervalo especificado de la presente invención, no se formó la textura prevista especificada en la reivindicación 1 y, como consecuencia, no se obtuvo una suficiente propiedad de fijación de las formas ($\Delta d/\sigma_B$). En el acero A-9, ya que la relación de reducción en frío estaba fuera del intervalo de la presente invención, no se obtuvo la textura prevista y, como consecuencia, no se obtuvo una propiedad de fijación de las formas ($\Delta d/\sigma_B$).
- 20
- 25 En el acero B, el contenido de C estaba fuera del intervalo de la presente invención y, como consecuencia, no se obtuvo la suficiente resistencia (σ_B). En el acero G, el contenido de S estaba fuera del intervalo de la presente invención y, como consecuencia, no se obtuvo ni la suficiente relación de expansión del orificio (λ) ni una buena elongación (EI).

Tabla 3

Composición química (en % en masa)												
Acero	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Ti*	Otros	Observaciones
A	0,035	0,95	1,35	0,005	0,0008	0,031	0,0013	0,147	-	0,001	B: 0,0005, Ca: 0,09012	Acero inventado
B	<u>0,002</u>	0,61	0,41	0,084	0,0010	0,015	0,0011	0,055	-	0,042		Acero comparativo
C	0,055	0,61	1,45	0,005	0,0011	0,035	0,0012	0,181	0,095	0,004	REM: 0,0008	Acero inventado
D	0,025	0,88	0,895	0,008	0,0007	0,024	0,0016	0,110	0,027	0,017	C: 1,15, Ni: 0,48	Acero inventado
E	0,033	1,61	0,42	0,007	0,0011	0,022	0,0018	0,133	0,036	0,012	Mb: 0,08	Acero inventado
F	0,027	0,18	2,43	0,007	0,0012	0,031	0,0015	0,126	-	0,011	Cr: 0,5	Acero inventado
G	0,037	0,89	1,41	0,003	<u>0,0401</u>	0,022	0,0022	0,121	0,031	<u>-0,079</u>		Acero comparativo
H	0,024	0,91	0,45	0,011	0,0009	0,031	0,0019	0,125	-	0,021	Zr: 0,03	Acero inventado
I	0,030	0,88	0,71	0,005	0,0008	0,036	0,0021	0,119	0,045	0,014	V: 0,032	Acero inventado

Los valores subrayados están fuera del intervalo del acero inventado.

Tabla 4-1

Acero	Clasificación	Condiciones de producción												
		Procedimiento de laminado en caliente						Procedimientos de laminado en frío y recocido						
		SRT (°C)	FT (°C)	Ar ₃ +100 (°C)	Relación reducción (%)	Lubricación	CT (°C)	T0 (°C)	Relación reducción en frío (%)	ST (°C)	Ac ₃ +100	Tiempo		
A-1	Laminado en caliente	1230	890	915	42		500	798	-	-	-	-		
A-2	Laminado en caliente	1230	920	915	0	No aplicada	550	798	-	-	-	-		
A-3	Laminado en caliente	1230	890	915	42	No aplicada	700	798	-	-	-	-		
A-4	Laminado en caliente	1230	890	915	42	Aplicada	500	798	-	-	-	-		
A-5	Laminado en caliente	1230	890	915	42	Aplicada	500	798	-	-	-	-		
A-6	Laminado en caliente	1230	890	915	42	No aplicada	500	798	-	-	-	-		
A-7	Laminado frío	1230	880	-	-	No aplicada	-	-	65	650	1049	90		
A-8	Laminado frío	1230	880	-	-	Aplicada	-	-	74	820	1049	90		
A-9	Laminado frío	1230	880	-	-	Aplicada	-	-	<u>81</u>	820	1049	60		
A-10	Laminado frío	1230	880	-	-	No aplicada	-	-	74	820	1049	60		
B	Laminado en caliente	1180	890	992	71	No aplicada	600	869	-	-	-	-		
C	Laminado en caliente	1180	860	892	42	No aplicada	600	782	-	-	-	-		
D	Laminado en caliente	1180	880	943	71	No aplicada	400	810	-	-	-	-		
E	Laminado en caliente	1180	910	1006	71	Aplicada	650	840	-	-	-	-		
F	Laminado en caliente	1180	800	812	30	Aplicada	550	739	-	-	-	-		
G	Laminado en caliente	1180	860	908	42	Aplicada	500	794	-	-	-	-		
H	Laminado en caliente	1180	890	989	71	Aplicada	600	851	-	-	-	-		
I	Laminado en caliente	1180	900	966	71	Aplicada	650	833	-	-	-	-		

Los valores subrayados están fuera del intervalo del acero inventado.

Tabla 4-2

Acero	Clasificación	Relaciones de la intensidad de los rayos X respecto a la intensidad de difracción de rayos X		Condición de la superficie		
		Relación de intensidades 1	Relación de intensidades 2	Ra (µm)	Recubrimiento de lubricación	Coefficiente de fricción
A-1	Laminado en caliente	6,8	1,9	2,2	Aplicado	0,08
A-2	Laminado en caliente	<u>1,8</u>	1,7	2,3	<u>No aplicado</u>	0,21
A-3	Laminado en caliente	7,1	1,8	2,0	Aplicado	0,11
A-4	Laminado en caliente	7,7	1,3	1,9	Aplicado	0,07
A-5	Laminado en caliente	7,8	1,4	1,6	<u>No aplicado</u>	0,21
A-6	Laminado en caliente	7,8	1,3	<u>3,6</u>	Aplicado	0,22
A-7	Laminado en frío	<u>1,6</u>	2,5	0,5	<u>No aplicado</u>	0,19
A-8	Laminado en frío	5,1	2,2	0,6	Aplicado	0,07
A-9	Laminado en frío	2,7	<u>4,3</u>	0,5	Aplicado	0,07
A-10	Laminado en frío	4,6	2,4	0,5	Aplicado	0,08
B	Laminado en caliente	<u>1,2</u>	<u>6,6</u>	2,1	<u>No aplicado</u>	0,23
C	Laminado en caliente	5,9	2,1	2,3	Aplicado	0,12
D	Laminado en caliente	7,2	2,1	2,0	Aplicado	0,08
E	Laminado en caliente	8,3	1,5	1,7	Aplicado	0,12
F	Laminado en caliente	4,4	2,2	1,6	Aplicado	0,09
G	Laminado en caliente	<u>1,8</u>	<u>4,6</u>	1,6	<u>No aplicado</u>	0,21
H	Laminado en caliente	11,0	1,6	1,9	Aplicado	0,08
I	Laminado en caliente	6,7	2,0	1,3	Aplicado	0,09

Los valores subrayados están fuera del intervalo del acero inventado.

Tabla 4-3

Acero	Clasificación	Propiedades mecánicas					Índice de la propiedad de fijación de las formas	Índice de capacidad de embutición	Observaciones
		σ_Y (MPa)	σ_B (MPa)	EI (%)	λ (%)	$\Delta d/\sigma_B^*$ (mm/MPa)			
A-1	Laminado en caliente	588	779	22	94	42	2,10	Acero inventado	
A-2	Laminado en caliente	603	811	20	106	68	1,86	Acero comparativo	
A-3	Laminado en caliente	523	718	19	78	39	1,96	Acero inventado	
A-4	Laminado en caliente	576	791	22	90	40	1,99	Acero inventado	
A-5	Laminado en caliente	567	784	20	87	44	1,79	Acero comparativo	
A-6	Laminado en caliente	581	795	21	86	42	1,82	Acero comparativo	
A-7	Laminado en frío	733	840	14	35	59	1,90	Acero comparativo	
A-8	Laminado en frío	594	800	20	78	45	2,19	Acero inventado	
A-9	Laminado en frío	586	790	20	76	63	2,01	Acero comparativo	
A-10	Laminado en frío	559	810	19	94	44	2,15	Acero inventado	
B	Laminado en caliente	293	427	40	139	55	1,88	Acero comparativo	
C	Laminado en caliente	603	796	21	80	38	1,91	Acero inventado	
D	Laminado en caliente	580	785	23	106	39	2,20	Acero inventado	
E	Laminado en caliente	520	715	24	111	42	1,98	Acero inventado	
F	Laminado en caliente	603	834	20	76	40	2,03	Acero inventado	
G	Laminado en caliente	558	781	18	28	52	1,92	Acero comparativo	
H	Laminado en caliente	480	634	26	134	44	2,14	Acero inventado	
I	Laminado en caliente	477	676	25	125	45	2,06	Acero inventado	

*: x1000

5 Como se ha explicado con detalle, la presente invención se refiere a una chapa delgada de acero de alta resistencia que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas y a un método para producir la chapa de acero. Usando la chapa delgada de acero de alta resistencia, se consigue una buena capacidad de embutición incluso con una chapa de acero que tenga una textura inconveniente para el trabajo de embutición, y se puede conseguir, al mismo tiempo, tanto una buena propiedad de fijación de las formas como una alta capacidad de embutición. Por esta razón, la presente invención industrialmente es muy valiosa.

REIVINDICACIONES

1. Una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas, caracterizado por contener, en masa,

C : 0,01 a 0,3%,

5 Si : 0,01 a 2%,

Mn : 0,05 a 3%,

P : 0,1% o menos,

S : 0,01% o menos,

Al : 0,005 a 1%,

10 conteniendo opcionalmente uno o dos de,

Ti : 0,05 a 0,5%,

Nb : 0,01 a 0,5%,

y conteniendo además opcionalmente al menos uno o más de,

B : 0,0002 a 0,002%,

15 Cu : 0,2 a 2%,

Ni : 0,1 a 1%,

Ca : 0,0005 a 0,002%,

REM: 0,0005 a 0,02%,

Mo : 0,05 a 1%,

20 V : 0,02 a 0,2%,

Cr : 0,01 a 1%,

Zr : 0,02 a 0,2%, opcionalmente uno o más seleccionados de Sn, Co, Zn, W y Mg en 1% o menos en total,

y

25 siendo el resto Fe e impurezas inevitables, y al menos en un plano en el centro del espesor de la chapa de acero, la relación media de las intensidades de los rayos X en el grupo de las componentes de orientación de $\{100\}\langle 011 \rangle$ a $\{223\}\langle 110 \rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X es 3 o más, y la relación media de la intensidad de los rayos X en las tres componentes de la orientación de $\{554\}\langle 225 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ y $\{111\}\langle 110 \rangle$ respecto a la intensidad aleatoria de difracción de rayos X está por debajo de 2,5; la media aritmética de la rugosidad Ra de al menos una de las superficies es 1 a 3,5 μm , las superficies de la chapa de acero estén recubiertas con una composición que tiene un efecto lubricante, y las superficies lubricadas de la chapa de acero tienen un coeficiente de fricción, de 0 a 200°C, de 0,05 a 0,2.

30

2. Una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y que es excelente en la propiedad de fijación de las formas, según la reivindicación 1, en la que la chapa de acero contiene, en masa,

C : 0,01 a 0,1%,

35 N : 0,005% o menos,

Ti : 0,05 a 0,5%,

opcionalmente,

Nb : 0,01 a 0,5%, y satisface la expresión de;

$Ti + (48/93)Nb - (48/14)C - (48/14)N - (48/32)S \geq 0\%$.

40 3. Una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según la reivindicación 1 ó 2, caracterizada porque la microestructura de la chapa de acero es una estructura de un compuesto que contiene ferrita como fase que responde al mayor porcentaje de volumen y princi-

palmente martensita como la segunda fase.

4. Una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según la reivindicación 1 ó 2, caracterizada porque la microestructura de la chapa de acero es una estructura de un compuesto que contiene austenita retenida en un 5%.
5. Una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según la reivindicación 1 ó 2, caracterizada porque la microestructura de la chapa de acero es una estructura de un compuesto que contiene bainita, o ferrita y bainita como la fase que responde del porcentaje de volumen más grande.
6. Una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según la reivindicación 1 ó 2, caracterizada por tener una capa de revestimiento de cinc entre la chapa de acero y una composición que tiene un efecto lubricante.
7. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según la reivindicación 1, caracterizado por: en un procedimiento de laminado en caliente para obtener una chapa delgada de acero de alta resistencia, someter una plancha que tiene dichos componentes químicos a un laminado basto y, luego, a un laminado de acabado con una relación de reducción total del 25% o más, en términos de espesor de la chapa de acero, en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ C$ o inferior con la temperatura en el pase final del laminado de acabado igual o mayor que la temperatura de transformación Ar_3 ; que retiene la chapa de acero laminada en caliente, así producida, durante 1 a 20 segundos, en el intervalo de temperatura desde la temperatura de transformación Ar_1 a la temperatura de transformación Ar_3 , enfriarla luego a la velocidad de enfriamiento de $20^\circ C/s$ o más hasta la temperatura de bobinado, y bobinar la chapa de acero laminada en caliente, así producida, y aplicar después una composición que tiene un efecto lubricante a las superficies de la chapa de acero.
8. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según la reivindicación 7, comprendiendo el método las etapas de, obtener en un proceso de laminado en caliente, una chapa delgada de acero de alta resistencia que tiene los componentes químicos según la reivindicación 1, someter una plancha que tiene dichos componentes químicos a un laminado basto y, luego, a un laminado de acabado con una relación de reducción total del 25% o más, en términos de espesor de la chapa de acero, en el intervalo de temperatura la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ C$ o inferior con la temperatura en el pase final del laminado de acabado igual o mayor que la temperatura de transformación Ar_3 ; retener la chapa de acero laminada en caliente, así producida, durante 1 a 20 segundos, en el intervalo de temperatura desde la temperatura de transformación Ar_1 a la temperatura de transformación Ar_3 , enfriándola luego a la velocidad de enfriamiento de $20^\circ C/s$ o más hasta la temperatura de bobinado, y bobinar a una temperatura de bobinado de $350^\circ C$ o inferior, y aplicar posteriormente una composición que tiene un efecto lubricante a las superficies de la chapa de acero.
9. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según la reivindicación 7, comprendiendo el método las etapas de, obtener en un proceso de laminado en caliente, una chapa delgada de acero de alta resistencia que tiene los componentes químicos según la reivindicación 1, someter una plancha que tiene dichos componentes químicos a un laminado basto y, luego, a un laminado de acabado con una relación de reducción total del 25% o más, en términos de espesor de la chapa de acero, en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ C$ o inferior con la temperatura en el pase final del laminado de acabado igual o mayor que la temperatura de transformación Ar_3 ; retener la chapa de acero laminada en caliente, así producida, durante 1 a 20 segundos, en el intervalo de temperatura desde la temperatura de transformación Ar_1 a la temperatura de transformación Ar_3 , enfriarla luego a la velocidad de enfriamiento de $20^\circ C/s$ o más hasta la temperatura de bobinado, y bobinarla a una temperatura de bobinado en el intervalo de más de $350^\circ C$ a menos de $450^\circ C$, y aplicar posteriormente una composición que tiene un efecto lubricante a las superficies de la chapa de acero.
10. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según la reivindicación 7, comprendiendo el método las etapas de, obtener en un proceso de laminado en caliente, una chapa delgada de acero de alta resistencia que tiene los componentes químicos según la reivindicación 1, someter una plancha que tiene dichos componentes químicos a un laminado basto y, luego, a un laminado de acabado con una relación de reducción total del 25% o más, en términos de espesor de la chapa de acero, en el intervalo de temperatura de la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ C$ o inferior con la temperatura en el pase final del laminado de acabado igual o mayor que la temperatura de transformación Ar_3 ; retener la chapa de acero laminada en caliente, así producida, durante 1 a 20 segundos, en el intervalo de temperatura desde la temperatura de transformación Ar_1 a la temperatura de transformación Ar_3 , enfriarla luego a la velocidad de enfriamiento de $20^\circ C/s$ o más hasta la temperatura de bobinado, y bobinarla a una temperatura de bobinado de $450^\circ C$ o más, y aplicar posteriormente una composición que tiene un efecto lubricante a las superficies de la chapa de acero.
11. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente

en la propiedad de fijación de las formas según las reivindicaciones 7 a 10, caracterizado por: aplicar, en un proceso de laminado en caliente, un laminado de lubricación a un laminado de acabado después de un laminado basto.

5 12. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según las reivindicaciones 7 a 11, caracterizado por: aplicar, en un proceso de laminado en caliente, un descascarillado después de la conclusión del laminado basto.

10 13. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según la reivindicación 7, comprendiendo el método las etapas de, al producir una chapa delgada de acero de alta resistencia que tiene los componentes químicos según la reivindicación 1, someter, secuencialmente, una plancha que tiene dichos componentes químicos a laminado en caliente, decapado, laminado en frío con una relación de reducción por debajo del 80% en términos de espesor de la chapa de acero y, luego, aplicar un tratamiento térmico que comprende los procesos de retener la chapa de acero laminada en frío durante 5 a 150 segundos en el intervalo de temperatura desde la temperatura de transformación Ar_1 a la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ C$ y enfriarla luego a una velocidad de enfriamiento de $20^\circ C/s$ o más hasta el intervalo de temperatura de $350^\circ C$ o inferior; y, posteriormente, aplicar una composición que tiene efecto lubricante a las superficies de la chapa de acero.

20 14. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según la reivindicación 7, comprendiendo el método las etapas de, al producir una chapa delgada de acero de alta resistencia que tiene los componentes químicos según la reivindicación 1, someter, secuencialmente, una plancha que tiene dichos componentes químicos a laminado en caliente, decapado, laminado en frío con una relación de reducción por debajo del 80% en términos de espesor de la chapa de acero y, luego, aplicar un tratamiento térmico que comprende los procesos de retener la chapa de acero laminada en frío durante 5 a 150 segundos en el intervalo de temperatura desde la temperatura de transformación Ar_1 a la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ C$, enfriarla luego a una velocidad de enfriamiento de $20^\circ C/s$ o más hasta el intervalo desde por encima de $350^\circ C$ a por debajo de $450^\circ C$, retenerla de nuevo en este intervalo de temperatura durante 5 a 25 600 segundos, y luego enfriarla de nuevo a una velocidad de enfriamiento de $5^\circ C/s$ o más hasta el intervalo de temperatura de $200^\circ C$ o inferior y, posteriormente, aplicar una composición que tiene un efecto lubricante a las superficies de la chapa de acero.

30 15. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según la reivindicación 7, comprendiendo el método las etapas de, al producir una chapa delgada de acero de alta resistencia que tiene los componentes químicos según la reivindicación 1, someter, secuencialmente, una plancha que tiene dichos componentes químicos a laminado en caliente, decapado, laminado en frío con una relación de reducción por debajo del 80% en términos de espesor de la chapa de acero y, luego, aplicar un tratamiento térmico que comprende los procesos de retener la chapa de acero laminada en frío durante 5 a 150 segundos en el intervalo de temperatura desde la temperatura de transformación Ar_1 a la temperatura de transformación $Ar_3 + 100^\circ C$, enfriarla luego a una velocidad de enfriamiento de $20^\circ C/s$ o más hasta el intervalo desde por encima de $350^\circ C$ a no más alta de una temperatura T_0 , y enfriarla luego, de nuevo, a la velocidad de enfriamiento por debajo de $20^\circ C/s$ hasta el intervalo de temperatura de $200^\circ C$ o inferior; y, posteriormente, aplicar una composición que tiene un efecto lubricante a las superficies de la chapa de acero, en la que la temperatura T_0 está especificada por la ecuación

40
$$T_0 = -650,4 \times \%C + B,$$

donde, B se determina como sigue:

$$B = -50,6 \times Mneq + 894,3,$$

donde, Mneq se determina a partir del porcentaje de masa de los elementos componentes de la chapa de acero:

$$Mneq = \%Mn + 0,24 \times \%Ni + 0,13 \times \%Si + 0,38 \times \%Mo + 0,55 \times \%Cr + 0,16 \times \%Cu - 0,50 \times \%Al - 0,45 \times \%Co + 0,90 \times \%V.$$

45 16. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según una cualquiera de las reivindicaciones 7 a 12, caracterizado por: galvanizar las superficies de la chapa de acero sumergiendo la chapa de acero en un baño galvánico de cinc después del laminado en caliente; y, posteriormente, aplicar una composición que tiene un efecto lubricante a las superficies de la chapa de acero.

50 17. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas según una cualquiera de las reivindicaciones 13 a 16, caracterizado por: galvanizar las superficies de la chapa de acero sumergiendo la chapa de acero en un baño galvánico de cinc después de la conclusión de los procesos de tratamientos térmicos y, posteriormente, aplicar una composición que tiene un efecto lubricante a las superficies de la chapa de acero.

55 18. Un método para producir una chapa delgada de acero de alta resistencia, que se puede embutir, y es excelente en la propiedad de fijación de las formas, caracterizado por: someter una chapa de acero a un tratamiento aleante

después de galvanizar por inmersión la chapa de acero en un baño galvánico de cinc según las reivindicaciones 16 ó 17 y, posteriormente, aplicar una composición que tiene un efecto lubricante a las superficies de la chapa de acero.

Fig.2

