(19) OFICINA ESPAÑOLA DE PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

(11) Número de publicación: **2 728 328**

(51) Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	***C22C 38/32***	(2006.01)
B21B 1/26	(2006.01)	***C22C 38/28***	(2006.01)
B21B 1/46	(2006.01)	***C22C 38/12***	(2006.01)
B21B 3/02	(2006.01)	***C22C 38/08***	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	***C22C 38/06***	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)	***C22C 38/04***	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	***C22C 38/02***	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)	***C21D 8/02***	(2006.01)
C23C 2/40	(2006.01)	***B21B 1/22***	(2006.01)
C22C 38/38	(2006.01)	***B32B 15/01***	(2006.01)

(12) TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA T3

(86) Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **13.05.2014** **PCT/JP2014/062701**

(87) Fecha y número de publicación internacional: **20.11.2014** **WO14185405**

(96) Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **13.05.2014** **E 14798454 (6)**

(97) Fecha y número de publicación de la concesión europea: **24.04.2019** **EP 2998414**

(54) Título: **Chapa de acero laminado en caliente y método de fabricación de ésta**

(30) Prioridad:

14.05.2013 JP 2013102144

(45) Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
23.10.2019

(73) Titular/es:

NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo, JP

(72) Inventor/es:

SAKAKIBARA, AKIFUMI;
YOKOI, TATSUO;
SHUTO, HIROSHI;
KANZAWA, YUUKI y
AZUMA, MASAFUMI

(74) Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 728 328 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero laminado en caliente y método de fabricación de esta

Campo técnico

La presente invención se refiere a una chapa de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y una excelente tenacidad a baja temperatura y a un método de fabricación de esta, y en particular se refiere a una chapa de acero laminado en caliente que incluye tenacidad a baja temperatura para permitir el uso en una región criogénica y a un método de fabricación de esta.

Antecedentes de la técnica

La reducción del peso de una carrocería de automóvil ha sido promovida mediante el uso de una chapa de acero de alta resistencia para moderar la emisión de dióxido de carbono desde un automóvil. Además, en añadidura a las chapas de acero blando, se han usado muchas chapas de acero de alta resistencia que tienen una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más para la carrocería de automóviles a fin de garantizar la seguridad de los pasajeros.

Además, existe un requisito de que esa chapa de acero usada para un miembro sea formada para después fijarse a un automóvil como pieza y, posteriormente, aunque el miembro reciba un impacto debido a una colisión o similares, el miembro no se destruya fácilmente, y además existe un requisito para mejorar también la tenacidad a baja temperatura a fin de garantizar la resistencia al impacto en una región fría en particular. Esta tenacidad a baja temperatura está determinada por la vTrs (temperatura de transición de aspecto de la fractura mediante ensayo de Charpy) o similares. Por lo tanto, también es necesario considerar la resistencia al impacto, descrita anteriormente, de un producto de acero. Por añadidura, cuando la chapa de acero tiene alta resistencia, se dificulta la deformación plástica de la chapa de acero, a la vez que aumenta la posibilidad de destrucción y, por lo tanto, la tenacidad es un requisito como propiedad importante.

En cuanto a un método para mejorar la tenacidad en una chapa de acero de alta resistencia, por ejemplo, la Bibliografía de patente 1 describe un método de fabricación, y se conoce un método para establecer como fase principal una fase martensita con una relación de aspecto ajustada.

Generalmente, se sabe que la relación de aspecto de la martensita depende de una relación de aspecto de los granos de austenita antes de la transformación. Es decir, martensita con una relación de aspecto grande se refiere a martensita transformada a partir de austenita no recristalizada (austenita extendida mediante laminado), y martensita con una relación de aspecto pequeña se refiere a martensita transformada a partir de austenita recristalizada.

Es necesario aumentar la temperatura de laminado de acabado para permitir la recristalización de la austenita, y existe una tendencia a que un diámetro de grano de austenita y, más aún, un diámetro de grano de martensita, se hagan grandes. Generalmente, se sabe que el refino de un diámetro de grano crea el efecto de mejorar la tenacidad y, por lo tanto, cuando disminuye la relación de aspecto es posible disminuir un factor de deterioro de la tenacidad a causa de una forma, pero se provoca un deterioro de la tenacidad a causa del crecimiento de los granos de cristal, por lo que existe un límite en el mejoramiento de la tenacidad a baja temperatura.

La Bibliografía de patente 1 se refiere a un método para producir una chapa de acero gruesa para el miembro estructural de una máquina de construcción industrial de gran tamaño y similares que incluye alta resistencia y alta tenacidad obteniendo una relación de aspecto de granos de austenita previa de 3 a 18, pero se requiere que la chapa de acero para automóviles también tenga una excelente tenacidad a baja temperatura. Además, la chapa de acero que tiene granos con esa relación de aspecto tiene anisotropía de propiedades mecánicas, por lo cual presenta dificultad para formarse como un miembro general para automóviles, dando lugar a la existencia del problema de que el uso es limitado.

La Bibliografía de patente 2 describe que los granos de ferrita con una relación de aspecto de 2 o menos se establecen como fase principal para fabricar de esa manera una chapa de acero de alta tenacidad. Sin embargo, la fase principal de esta chapa de acero es ferrita, por lo que es difícil garantizar la resistencia a la tracción de 980 MPa o más.

La Bibliografía de patente 3 describe que se fabrican carburos para precipitar finamente en ferrita que tiene un diámetro de grano promedio establecido en 5-10 μm, para mejorar de esta manera la resistencia y la tenacidad a baja temperatura de una chapa de acero. De acuerdo con el método descrito en la Bibliografía de patente 3, el Ti en solución sólida y/o similares en el acero se hace/n precipitar como carburo, para aumentar de esta manera la resistencia de la chapa de acero. Sin embargo, para garantizar una resistencia a la tracción de 980 MPa o más, se necesita una precipitación más fina y una dispersión más densa, y se requiere un detallado ajuste de las condiciones de enfriamiento después del laminado de acabado. Por lo tanto, es comprensible que la chapa de acero fabricada mediante este método tenga dificultad para garantizar una resistencia a la tracción de 980 MPa o más estabilidad.

La Bibliografía de patente 4 describe que la estructura de una chapa de acero se establece como fase única compuesta por fase bainita o fase ferrita bainítica y se modera la cantidad de cementita en los límites de grano, para mejorar de esta manera la tenacidad a baja temperatura de la chapa de acero. Sin embargo, la chapa de acero descrita en la

Bibliografía de patente 4 tiene una resistencia a la tracción de 604 a 764 MPa y, por lo tanto, es comprensiblemente difícil garantizar una resistencia a la tracción de 980 MPa o más. Asimismo, se describe la fabricación de una chapa gruesa de acero laminado en caliente que tiene un espesor de chapa de 8,7 mm o más, pero no se hace mención alguna en cuanto a un método de fabricación de una chapa delgada de acero laminado en caliente usada para una chapa de acero para automóviles.

La Bibliografía de patente 5 describe que cuando se fabrica una chapa de acero de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción de 980 MPa o más, se modera la generación de una fase MA (estructura mixta de martensita-austenita) que será un punto inicial de destrucción, para mejorar de esta manera la tenacidad a baja temperatura. Generalmente, el mecanismo por el cual aparece la fase MA se debe a que, por alguna razón, el C está concentrado en la austenita. Por lo tanto, el tipo de acero descrito en la Bibliografía de patente 5 contiene cantidades fijas de Ti, Nb, V, y Mo, que son elementos formadores de carburo, para capturar de esta manera el C a fin de moderar su concentración en la austenita y, por lo tanto, se modera la generación de la fase MA.

Sin embargo, estos elementos formadores de carburo son costosos y deben añadirse en grandes cantidades, por lo que la chapa de acero descrita en la Bibliografía de patente 5 es mediocre en lo que respecta a eficiencia económica. Asimismo, en la Bibliografía de patente 5 se menciona la tenacidad a baja temperatura de una porción de junta de soldadura, pero no se hace mención alguna en cuanto a la tenacidad a baja temperatura de un metal base, lo cual es importante para la chapa de acero para una carrocería de automóvil.

Como se mencionó anteriormente, una chapa de acero de alta resistencia que excede de 980 MPa tiene dificultad para incluir simultáneamente una excelente tenacidad a baja temperatura.

Lista de referencias

Bibliografía de patentes

Bibliografía de patente 1: Publicación abierta a la inspección pública de patente japonesa n.º 2011-52321

Bibliografía de patente 2: Publicación abierta a la inspección pública de patente japonesa n.º 2008-231474

Bibliografía de patente 3: Publicación abierta a la inspección pública de patente japonesa n.º 2011-17044

Bibliografía de patente 4: Publicación abierta a la inspección pública de patente japonesa n.º 2013-014844

Bibliografía de patente 5: Publicación abierta a la inspección pública de patente japonesa n.º 2012-077340

Bibliografía de patente 6: Publicación abierta a la inspección pública de patente japonesa n.º 2000-109951

Bibliografía de patente 7: Publicación abierta a la inspección pública de patente japonesa n.º 2010-138421

Bibliografía de patente 8: Publicación abierta a la inspección pública de patente japonesa n.º 2009-052106

Bibliografía de patente 9: Publicación abierta a la inspección pública de patente japonesa n.º 2008-266695

Bibliografía de patente 10: Publicación abierta a la inspección pública de patente japonesa n.º 2006-161139

Además, la bibliografía de patente WO2013/007729 y la bibliografía de patente europea EP1025272B1 describen una chapa de acero de alta resistencia laminado en caliente con una excelente tenacidad a baja temperatura, que tiene una estructura martensítica y/o bainítica de grano fino, preferiblemente 90% en volumen o más, y carburos pequeños.

Compendio de la invención

Problema técnico

La presente invención se ha realizado en consideración de los problemas descritos anteriormente, y un objetivo de esta es proporcionar una chapa de acero laminado en caliente que tenga una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y una excelente tenacidad a baja temperatura y un método de fabricación de esta.

Solución al problema

Los inventores de la presente han tenido éxito en la fabricación de una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y una excelente tenacidad a baja temperatura optimizando componentes y condiciones de fabricación de una chapa de acero laminado en caliente y controlando la estructura de la chapa de acero. La invención se define en las reivindicaciones adjuntas.

Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, es posible proporcionar una chapa de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y una excelente tenacidad a baja temperatura.

Descripción de realizaciones

De aquí en adelante, el contenido de la presente invención se explicará en detalle.

Como resultado de un examen minucioso realizado por los inventores de la presente, se ha descubierto que, en fracción en volumen, está contenido un 90% o más de martensita revenida en forma de grano que tiene una relación de aspecto promedio de granos de cristal efectivos (en donde de aquí en adelante la relación de aspecto promedio se denominará simplemente "relación de aspecto") de 2 o menos, o un 90% o más en total de martensita revenida en forma de grano y bainita inferior que tiene una relación de aspecto de granos de cristal efectivos de 2 o menos, y además un diámetro de grano de cristal efectivo de martensita revenida y bainita inferior se establece en 10 μm o menos, y asimismo están contenidos 1×10^6 (piezas/mm^2) o más de carburos de hierro existentes en la martensita revenida y la bainita inferior, lo que permite garantizar una alta resistencia de 980 MPa o más y una alta tenacidad a baja temperatura.

Aquí, el grano de cristal efectivo es un área rodeada por un límite de grano con una desorientación de 15° o más y puede medirse mediante EBSD o similares. Su detalle se describirá más adelante.

[Microestructura de una chapa de acero]

Primero, se explicará una microestructura de una chapa de acero laminado en caliente de la presente invención.

En la chapa de acero laminado en caliente de la presente invención, la martensita revenida, o una estructura mixta de martensita revenida y bainita inferior, se establece como fase principal, y la fracción en volumen total de esta se establece en 90% o más, y de esta manera se garantiza una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más. Por lo tanto, es necesario obtener la fase principal que sea martensita revenida o que sea una estructura mixta de martensita revenida y bainita inferior.

En la presente invención, la martensita revenida es la microestructura más importante para incluir resistencia, alta templabilidad a la cocción, y tenacidad a baja temperatura. La martensita revenida es una agregación de granos de cristal en forma de listones y contiene carburos de hierro que tienen un eje principal de 5 nm o más dentro de estos, y además los carburos de hierro son variantes plurales, es decir, pertenecen a una pluralidad de grupos carburo de hierro extendidos en direcciones diferentes.

Como en la presente invención, cuando una temperatura de bobinado se establece en 100°C o más a menos de 400°C, o cuando se obtiene una estructura de martensita que después se somete a revenido a 100-600°C, puede obtenerse la estructura de martensita revenida.

La bainita inferior también es una agregación de granos de cristal en forma de listones y contiene carburos de hierro que tienen un eje principal de 5 nm o más dentro de estos, y además los carburos de hierro son variantes unitarias, es decir, pertenecen a un grupo carburo de hierro extendido en una dirección. Observando las direcciones de extensión de los carburos, la martensita revenida y la bainita inferior pueden distinguirse fácilmente. Aquí, el grupo carburo de hierro extendido en una dirección se refiere a un grupo carburo de hierro donde la diferencia de la dirección de extensión está dentro de 5°.

La bainita inferior puede obtenerse estableciendo la temperatura de bobinado entre 400° y el punto de transformación martensítica, y a medida que aumenta la temperatura de bobinado en este intervalo de temperaturas, o a medida que disminuye una velocidad de enfriamiento posterior, la relación de la bainita inferior se hace más grande.

Cuando la fracción en volumen de una o del total de la martensita revenida y la bainita inferior es menor que 90%, no puede garantizarse una alta resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, por lo que no puede garantizarse la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, que es el requisito de la presente invención. Por lo tanto, el límite inferior de la fracción en volumen es 90%. Sin embargo, aunque la fracción en volumen se establezca en 100%, se exhibe resistencia y excelente tenacidad a baja temperatura, que son los efectos de la presente invención.

En calidad de otras estructuras, en la estructura de la chapa de acero también puede estar contenido, en fracción en volumen, 10% o menos en total de un tipo o dos o más tipos de ferrita, martensita fresca, bainita superior, perlita, y austenita retenida.

Aquí, la martensita fresca se define como martensita que no contiene carburo. La martensita fresca es muy resistente, pero es extremadamente dura y, por lo tanto, la deformación se concentra en una interfase con una estructura diferente que probablemente se convierta en un punto inicial de destrucción, por lo que la martensita fresca es mediocre en cuanto a tenacidad a baja temperatura. Además, aunque la martensita fresca se establezca como fase principal, la dureza varía considerablemente, incluso en las mismas fases de martensita fresca y, por lo tanto, es probable que una interfase se convierta en un punto inicial de destrucción. Por lo tanto, es necesario limitar la fracción en volumen de martensita fresca a 10% o menos.

Cuando un producto de acero se deforma plásticamente en el momento del moldeado en prensa o una pieza de automóvil se deforma plásticamente en el momento de una colisión, la austenita retenida se transforma en martensita

fresca, lo que provoca, por lo tanto, el efecto adverso descrito anteriormente que es similar al de la martensita fresca. Por lo tanto, es necesario limitar la fracción en volumen a 10% o menos.

La bainita superior es una agregación de granos de cristal en forma de listones y es una agregación de listones que contienen carburos entre ellos. Los carburos contenidos entre los listones se convierten en un punto inicial de destrucción, para disminuir, por lo tanto, la tenacidad a baja temperatura. Además, en comparación con la bainita inferior, la bainita superior se forma a alta temperatura para tener, por lo tanto, una baja resistencia, y cuando la bainita superior se forma en exceso, se hace difícil garantizar la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más. Esa tendencia se hace prominente cuando la fracción en volumen de la bainita superior es mayor que 10%, por lo que es necesario limitar la fracción en volumen a 10% o menos.

La ferrita es una masa de granos de cristal y se refiere a una estructura que no contiene una subestructura tal como listones dentro de esta. La ferrita es la estructura más blanda y provoca una disminución de la resistencia y, por lo tanto, para garantizar la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, la ferrita necesita limitarse a 10% o menos. Además, es extremadamente blanda en comparación con la martensita revenida o la bainita inferior cuando estas forman la fase principal y, por lo tanto, la deformación se concentra en una interfase entre ambas estructuras que probablemente se conviertan en un punto inicial de destrucción, dando lugar a una disminución de la tenacidad a baja temperatura. Esa tendencia se hace prominente cuando la fracción en volumen es mayor que 10%, por lo que es necesario limitar la fracción en volumen a 10% o menos.

De manera similar a la ferrita, la perlita provoca una disminución de la resistencia y un deterioro de la tenacidad a baja temperatura, por lo que es necesario limitar la fracción en volumen a 10% o menos.

En cuanto a la martensita revenida, martensita fresca, bainita, ferrita, perlita, austenita, y la estructura restante que constituyen la estructura de la chapa de acero de la presente invención como se mencionó anteriormente, la identificación de estas estructuras, la confirmación de las posiciones existentes, y la medición de las relaciones de área pueden realizarse mediante los métodos siguientes. Es decir, con un reactivo de nital y un reactivo descrito en la publicación abierta a la inspección pública de patente japonesa n.º 59-219473 se corroe una sección transversal en la dirección de laminado o una sección transversal en una dirección perpendicular a la dirección de laminado de la chapa de acero, y se observa mediante un microscopio electrónico de barrido y un microscopio electrónico de transmisión con un aumento de 1000 a 100 000 veces, y de esta manera puede realizarse la identificación de estas estructuras, la confirmación de las posiciones existentes, y la medición de las relaciones de área.

Además, las estructuras también pueden distinguirse mediante el análisis de orientación del cristal usando un método FESEM-EBSD [método de análisis de orientación del cristal usando EBSD: difracción de electrones retroproyectados perteneciente a un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM: microscopio electrónico de barrido de emisión de campo, por sus siglas en inglés)], o la medición de dureza en microrregiones, tal como la medición de microdureza Vickers. Dado que, por ejemplo, la martensita revenida, bainita superior, y bainita inferior son diferentes en cuanto al sitio de formación de carburo de hierro y la materia relacionada con la orientación del cristal (dirección de extensión) como se describió anteriormente, la bainita y la martensita revenida pueden distinguirse fácilmente observando los carburos de hierro dentro de los granos de cristal en forma de listones mediante un FE-SEM para examinar sus direcciones de extensión.

En la presente invención, la fracción en volumen de cada una de ferrita, perlita, bainita, martensita revenida, y martensita fresca se calcula mediante el método siguiente. Primero, se toma una muestra de una superficie de observación que es una sección transversal, en términos de espesor, en paralelo con la dirección de laminado de la chapa de acero, y la superficie de observación se pule y se ataca químicamente con nital. Después, con un FE-SEM se observa el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor con 1/4 del espesor de la chapa siendo el centro, y se miden las fracciones de área, que se establecen como fracciones en volumen. Posteriormente, se miden 10 campos visuales, cada uno con un aumento de 5000 veces, y se establece como relación de área un valor promedio de las mediciones.

La martensita fresca y la austenita retenida no son lo suficientemente corroídas por el ataque químico con nital, por lo que durante la observación con el FE-SEM estas pueden distinguirse claramente de las estructuras descritas anteriormente (ferrita, ferrita bainítica, bainita, y martensita revenida). Por lo tanto, como fracción en volumen de la martensita fresca, puede obtenerse la diferencia entre la fracción de área de un área no corroída observada con el FE-SEM y la fracción de área de la austenita retenida medida con un aparato de rayos X.

A continuación, se describirá un diámetro promedio de grano de cristal y una técnica de identificación de las estructuras. En la presente invención, el diámetro promedio de grano de cristal, la ferrita, y posteriormente la austenita retenida se definen usando un método EBSP-OIM (por sus siglas en inglés, patrón de difracción de electrones retroproyectados-microscopía de imágenes de orientación). El método EBSP-OIM se compone de un dispositivo y un software, en el cual una muestra muy inclinada se irradia con haces electrónicos en un microscopio electrónico de barrido (SEM), una cámara altamente sensible toma una fotografía de un patrón de Kikuchi formado por retroproyección y una computadora realiza el procesamiento de la imagen, y de esta manera se mide una orientación del cristal en un punto de irradiación durante un breve período de tiempo. El método EBSP-OIM permite el análisis cuantitativo de una microestructura y una orientación del cristal de una superficie de muestra a granel. Además, un

área de análisis del método EBSP-OIM es un área capaz de observarse con el SEM, y el método EBSP-OIM permite analizar un área con una resolución mínima de 20 nm, que varía dependiendo de la resolución del SEM. En la presente invención, los granos se visualizan mediante una imagen cartografiada, en donde una desorientación de granos de cristal definida en 15° es el valor umbral de un límite de grano de ángulo amplio generalmente reconocido como límite de grano de cristal, y de esto se obtiene el diámetro promedio de grano de cristal.

Cuando la relación de aspecto de granos de cristal efectivos (cada uno de los cuales se refiere aquí a un área rodeada por un límite de grano de 15° o más) de la martensita revenida en forma de grano y la bainita inferior excede de 2, no puede obtenerse una excelente tenacidad. Por lo tanto, la relación de aspecto de los granos de cristal efectivos de la martensita revenida y la bainita necesita establecerse en 2 o menos.

Los granos aplanados en una dirección específica tienen una gran anisotropía, y durante un ensayo de Charpy se propaga una fisura a lo largo de un límite de grano, por lo que, con frecuencia, el valor de tenacidad se hace bajo. Por lo tanto, los granos de cristal efectivos deben ser granos que, en la medida de lo posible, sean equiaxiales. En la presente invención, se observa la sección transversal a la dirección de laminado de la chapa de acero, y la relación de aspecto se define como la relación de una longitud en la dirección de laminado (L) a una longitud en la dirección de espesor de la chapa (T) (= L/T).

En la presente invención se toma una muestra de una superficie de observación que es una sección transversal, en términos de espesor, en paralelo con la dirección de laminado de la chapa de acero, la superficie de observación se somete a electropulido, se analiza el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor con 1/4 del espesor de la chapa siendo el centro mediante el método EBSP-OIM, se miden las relaciones de aspecto de todos las granos de cristal efectivos dentro de un campo visual, y se obtiene un valor promedio de las relaciones de aspecto.

Para mejorar aún más la tenacidad a baja temperatura, el diámetro de grano de cristal efectivo necesita establecerse en 10 μm o menos, además de la condición de que la martensita revenida o la bainita inferior se establezcan como fase principal. El efecto de mejorar la tenacidad a baja temperatura se hace prominente cuando el diámetro de grano de cristal efectivo se establece en 10 μm o menos, por lo que el diámetro de grano de cristal efectivo se establece en 10 μm o menos. Convenientemente, es 8 μm o menos. El diámetro de grano de cristal efectivo que se describirá aquí se refiere a un área rodeada por un límite de grano con una desorientación de cristal de 15° o más que se describirá mediante la técnica siguiente, y corresponde a un diámetro de grano de bloque en términos de la martensita y la bainita inferior. El límite inferior de la bainita inferior se establece convenientemente en 5%, aún más convenientemente se establece en 9%, y aún más convenientemente se establece en 12%. En este caso, el valor de una temperatura de transición de aspecto de la fractura (vTrs) de un ensayo de Charpy que se realizará de conformidad con JIS Z 2242 será probablemente -50°C o menos.

Además, en la presente invención, la martensita revenida y la bainita inferior contienen 1×10^6 (piezas/mm^2) o más de carburos de hierro. Esto es para aumentar la tenacidad a baja temperatura de una fase base para obtener un excelente equilibrio de resistencia y tenacidad a baja temperatura. Es decir, la martensita templada es excelente en cuanto a resistencia, pero mediocre en tenacidad, por lo que es necesario un mejoramiento de la tenacidad. Por lo tanto, haciendo precipitar 1×10^6 (piezas/mm^2) o más de carburos de hierro, se mejora aún más la tenacidad de la fase principal.

Dado que los inventores de la presente examinaron la relación entre la tenacidad a baja temperatura y una densidad numérica del carburo de hierro, quedó claro que estableciendo la densidad numérica del carburo de hierro dentro de la martensita revenida y la bainita inferior en 1×10^6 (piezas/mm^2) o más hace posible garantizar una excelente tenacidad a baja temperatura. Por lo tanto, el carburo de hierro se establece en 1×10^6 (piezas/mm^2) o más. Convenientemente, es 5×10^6 (piezas/mm^2) o más, y más convenientemente es 1×10^7 (piezas/mm^2) o más.

Además, los carburos de hierro que precipitaron mediante tratamientos de la presente invención tienen un tamaño de 300 nm o menos, que es pequeño, y la mayor parte de ellos precipitaron en listones de la martensita y la bainita, de lo que se deduce que no deterioran la tenacidad a baja temperatura.

Como método para medir la densidad numérica del carburo de hierro, primero se toma una muestra de una superficie de observación que es una sección transversal, en términos de espesor, en paralelo con la dirección de laminado de la chapa de acero. Después, la superficie de observación se pule y se ataca químicamente con nital, y el intervalo de 1/8 de espesor a 3/8 de espesor con 1/4 del espesor de la chapa siendo el centro, se observa con un FE-SEM para medir de esta manera la densidad numérica del carburo de hierro. En este momento, se miden 10 campos visuales, cada uno con un aumento de 5000 veces, para medir la densidad numérica del carburo de hierro.

[Composición química de la chapa de acero]

A continuación, se explicarán las razones para limitar una composición química de la chapa de acero laminado en caliente de la presente invención. Cabe señalar que el % de cada contenido se refiere al % en masa.

(C: 0,01% a 0,2%)

El C es un elemento que contribuye a un aumento de la resistencia de un metal base y a un mejoramiento de la

templabilidad a la cocción, pero también es un elemento que genera carburo de hierro tal como cementita (Fe_3C) que será un punto de partida de agrietamiento durante la expansión del agujero. Cuando el contenido de C es menor que 0,01%, no puede obtenerse un efecto de mejoramiento de la resistencia debido al endurecimiento de la estructura mediante una fase de generación de transformación a baja temperatura. Además, cuando el contenido de C excede de 0,2%, disminuye la ductilidad de la chapa de acero, se incrementa el carburo de hierro tal como cementita (Fe_3C) que será un punto de partida de agrietamiento de una superficie de cizallamiento secundario durante el punzonado, y se deteriora la formabilidad, tal como la expansibilidad del agujero. Por lo tanto, el contenido de C se establece en un intervalo de 0,01% a 0,2%.

(Si: 0,001 a 2,5%)

El Si es un elemento que contribuye a un aumento de la resistencia de un metal base y puede usarse también como material desoxidante de un acero fundido, por lo que puede estar contenido en un intervalo de 0,001% o más según las necesidades. Sin embargo, incluso cuando está contenido más de 2,5% de Si, se satura el efecto que contribuye a un aumento de la resistencia, por lo que el contenido de Si se establece en un intervalo de 2,5% o menos. Además, un contenido de 0,1% o más de Si modera la precipitación de carburo de hierro tal como cementita en la estructura del material y contribuye a mejoramientos de la resistencia y expansibilidad del agujero debido a un aumento en su contenido. Además, cuando el contenido de Si excede de 2,5%, se satura el efecto de moderar la precipitación de carburo de hierro. Por lo tanto, el intervalo conveniente del contenido de Si es 0,1 a 2,5%.

(Mn: hasta 4,0%)

El Mn está contenido para que la martensita revenida o la bainita inferior se conviertan en la fase principal en la estructura de la chapa de acero mediante endurecimiento por solución sólida y posterior endurecimiento por temple. Incluso cuando el contenido de Mn se establece en más de 4%, este efecto se satura. Por otra parte, cuando el contenido de Mn es menor que 1%, el efecto de moderar la transformación de la ferrita y la transformación de la bainita durante el enfriamiento no se exhibe con facilidad, por lo que es necesario contener el 1%. Convenientemente, es 1,4 a 3,0%.

(Ti: 0,03 a 0,30%)

El Ti es el elemento más importante para permitir el logro de una excelente tenacidad a baja temperatura y una alta resistencia de 980 MPa o más. El carbonitruro de Ti o Ti en solución sólida retarda el crecimiento del grano durante el laminado en caliente, lo cual posibilita que el diámetro de grano de la chapa de acero laminado en caliente sea fino y contribuya a un mejoramiento de la tenacidad a baja temperatura. Además, en añadidura a una propiedad de crecimiento del grano mediante el N en solución sólida, el Ti existe como TiN, para contribuir de esta manera a un mejoramiento de la tenacidad a baja temperatura mientras se logra que el diámetro de grano de cristal sea fino en el momento del calentamiento del planchón. Además, durante el laminado en basto el Ti precipita como carbonitruro, para formar de esta manera granos de cristal finos y contribuir a un mejoramiento de la tenacidad a baja temperatura, por lo que el Ti es particularmente importante.

Para obtener un diámetro de grano de la chapa de acero laminado en caliente de 10 μm o menos, es necesario contener 0,03% o más de Ti. Además, incluso cuando el contenido de Ti excede de 0,30%, se satura el efecto descrito anteriormente y se deteriora la eficiencia económica. El intervalo conveniente del contenido de Ti es 0,04 a 0,25%, y aún más convenientemente es 0,05 a 0,20%.

(P: 0,10% o menos)

El P es un elemento contenido en un hierro fundido, segrega en los límites de grano, y disminuye la tenacidad a baja temperatura a medida que aumenta su contenido. Por lo tanto, es más conveniente que el contenido de P sea bajo, y cuando es mayor que 0,10%, la trabajabilidad y soldabilidad se ven afectadas negativamente, por lo que el contenido de P se establece en 0,10% o menos. En vista de la soldabilidad en particular, el contenido de P es convenientemente 0,03% o menos.

(S: 0,03% o menos)

El S es un elemento contenido en un hierro fundido, y cuando el contenido de S está en exceso se produce agrietamiento durante el laminado en caliente y se generan inclusiones adicionales tales como MnS que deterioran la expansibilidad del agujero. Por lo tanto, el contenido de Si debe disminuirse en la medida de lo posible, pero 0,03% o menos está en un intervalo aceptable, por lo que el contenido de S se establece en 0,03% o menos. Sin embargo, cuando se requiere cierto grado de expansibilidad del agujero, el contenido de S es convenientemente 0,01% o menos, y más convenientemente 0,005% o menos.

(Al: 0,001 a 2,0%)

El Al modera la formación de cementita gruesa y mejora la tenacidad a baja temperatura. Además, el Al también puede usarse como material desoxidante. Sin embargo, el contenido excesivo de Al aumenta el número de inclusiones gruesas de aluminio para provocar un deterioro en la expansibilidad del agujero y defectos de superficie. Por lo tanto,

el límite superior del contenido de Al se establece en 2,0%. El límite superior del contenido de Al es convenientemente 1,5%. Cabe señalar que es difícil establecer el contenido de Al en menos de 0,001% y, por lo tanto, este es el límite inferior sustancial.

(N: 0,0005 a 0,01%)

El N existe como TiN, para contribuir de esta manera a un mejoramiento de la tenacidad a baja temperatura mientras se logra que el diámetro de grano de cristal sea fino en el momento del calentamiento del planchón. Sin embargo, existe el riesgo de que el N forme una sopladura durante la soldadura para disminuir la resistencia de una junta de una zona de soldadura, por lo que es necesario establecer el contenido de N en 0,01% o menos. Por otra parte, no es económicamente conveniente establecer el contenido de N en menos de 0,0005%, por lo que el contenido de N se establece en 0,0005% o más.

(O: 0,001 a 0,01%)

El O forma óxidos que deterioran la formabilidad, por lo que su contenido necesita moderarse. Cuando el contenido de O excede de 0,01% en particular, esta tendencia se hace prominente, por lo que es necesario establecer el contenido de O en 0,01% o menos. Por otra parte, no es económicamente preferible establecer el contenido de O en menos de 0,001%, por lo que el contenido de O se establece en 0,001% o más.

La composición química básica de la chapa de acero laminado en caliente de la presente invención se describió anteriormente, y además puede contener los componentes siguientes.

(Nb: 0,01 a 0,30%)

El Nb también puede estar contenido, porque el carbonitruro de Nb o el Nb en solución sólida retarda el crecimiento del grano durante el laminado en caliente y de esta manera puede lograr que el diámetro de grano de la chapa de acero laminado en caliente sea fino y mejorar la tenacidad a baja temperatura. Sin embargo, cuando el contenido de Nb es menor que 0,01%, el efecto descrito anteriormente no puede obtenerse de manera suficiente. Además, cuando el contenido de Nb excede de 0,30%, la temperatura de recristalización disminuye significativamente, se dificulta la obtención de una relación de aspecto de granos de martensita revenida o bainita inferior de 2 o menos, y se deteriora la tenacidad a baja temperatura. Por lo tanto, cuando el Nb está contenido según las necesidades, el contenido de Nb se establece convenientemente en 0,01% a 0,30%.

(Un tipo o dos o más tipos seleccionados del grupo que consiste en Cu, Ni, Mo, V, y Cr)

El Cu, Ni, Mo, V, y Cr moderan la transformación de la ferrita durante el enfriamiento y hacen que la estructura de la chapa de acero se convierta en una estructura de martensita revenida o bainita inferior, por lo que también puede estar contenido un tipo o dos o más tipos seleccionados del grupo que consiste en estos elementos. Además, cada uno es un elemento que tiene un efecto de mejoramiento de la resistencia de la chapa de acero laminado en caliente mediante el endurecimiento por precipitación o endurecimiento por solución sólida, y también pueden estar contenidos un tipo o dos o más tipos de ellos. Sin embargo, cuando el contenido de cada uno de Cu, Ni, Mo, V, y Cu es menor que 0,01%, los efectos descritos anteriormente no pueden obtenerse de manera suficiente. Además, incluso cuando el contenido de Cu es mayor que 2,0%, el contenido de Ni es mayor que 2,0%, el contenido de Mo es mayor que 1,0%, el contenido de V es mayor que 0,3%, y el contenido de Cr es mayor que 2,0%, se saturan los efectos descritos anteriormente y se deteriora la eficiencia económica. Por lo tanto, cuando el Cu, Ni, Mo, V, y Cr están contenidos según las necesidades, el contenido de Cu es 0,01% a 2,0%, el contenido de Ni es 0,01% a 2,0%, el contenido de Mo es 0,01% a 1,0%, el contenido de V es 0,01% a 0,3%, y el contenido de Cr es 0,01% a 2,0%.

(Un tipo o dos o más tipos seleccionados del grupo que consiste en Mg, Ca y REM)

El Mg, Ca, y REM (elemento de tierras raras) son elementos que controlan la forma de las inclusiones no metálicas que serán un punto inicial de destrucción para provocar el deterioro de la trabajabilidad y mejoran la factibilidad, por lo que también pueden estar contenidos un tipo o dos o más tipos de ellos. Cuando el contenido de cada uno de Mg, Ca y REM es 0,0005% o más, el efecto se hace prominente, por lo que se diseña un contenido de 0,0005% o más de cada uno de Mg, Ca, y REM. Además, incluso cuando el contenido de Mg se establece en mayor que 0,01%, el contenido de Ca se establece en mayor que 0,01%, y el contenido de REM se establece en mayor que 0,1%, se satura el efecto descrito anteriormente y se deteriora la eficiencia económica. Por lo tanto, el contenido de Mg se establece en 0,0005% a 0,01%, el contenido de Ca se establece en 0,0005% a 0,01%, y el contenido de REM se establece en 0,0005% a 0,1%.

(B: 0,0002 a 0,01%)

El B retarda la transformación de ferrita, para contribuir de esta manera a la conversión de la estructura de la chapa de acero en estructura de martensita revenida o bainita inferior. Asimismo, de manera similar al C, el B segrega en los límites de grano y aumenta la resistencia del límite de grano, para mejorar de esta manera la tenacidad a baja temperatura. Por lo tanto, el B también puede estar contenido en la chapa de acero laminado en caliente. Sin embargo, al establecer el contenido de B en 0,0002% o más este efecto se hace prominente, por lo que el límite inferior se

establece en 0,0002%. Por otra parte, cuando el contenido de B excede de 0,01%, se satura el efecto y además se deteriora la eficiencia económica, por lo que el límite superior es 0,01%. Convenientemente, es 0,0005 a 0,005%, y más convenientemente 0,0007 a 0,0030%.

Los elementos anteriores están contenidos en la chapa de acero laminado en caliente y el resto es hierro e impurezas. Aquí, en calidad de impurezas, se citan como ejemplo las contenidas en materias primas tales como minerales y chatarra, y las contenidas durante un proceso de fabricación.

Cabe señalar, con respecto a otros elementos, que los efectos de la presente invención no se ven perjudicados incluso cuando está contenido 1% o menos en total de un tipo o dos o más tipos seleccionados del grupo que consiste en Zr, Sn, Co, Zn, y W. Entre estos elementos, el Sn presenta el riesgo de que se produzca un defecto durante el laminado en caliente, por lo que el contenido de Sn es, más convenientemente, 0,05% o menos.

Sobre la superficie de la chapa de acero laminado en caliente explicada anteriormente se proporciona una capa galvanizada por inmersión en caliente mediante un tratamiento de galvanización por inmersión en caliente, y además se proporciona una capa galvanizada aleada mediante un tratamiento de aleación después de la galvanización, y de esta manera puede mejorarse la resistencia a la corrosión de la chapa de acero laminado en caliente de la presente invención que tiene las estructuras y la composición descritas anteriormente. Además, la capa galvanizada no se limita a zinc puro, y también puede contener elementos de Si, Mg, Zn, Al, Fe, Mn, Ca, Zr, y similares para lograr un mejoramiento adicional de la resistencia a la corrosión. Incluso cuando se proporciona esa capa galvanizada, la excelente templabilidad a la cocción y tenacidad a baja temperatura de la presente invención no se ven perjudicadas.

Además, incluso cuando se proporciona una cualquiera de las capas de superficie tratada obtenidas mediante formación de película de recubrimiento orgánico, laminado con película, tratamiento con sales orgánicas/sales inorgánicas, tratamiento sin cromo, etc., pueden obtenerse los efectos de la presente invención.

[Método de fabricación de la chapa de acero]

A continuación se explicará un método de fabricación de la chapa de acero laminado en caliente de la presente invención.

Para lograr una excelente tenacidad a baja temperatura, una fase única de martensita revenida que tiene una relación de aspecto de granos de cristal efectivos de 2 o menos, o el total de martensita revenida y bainita inferior, se establece en 90% o más. Además, la martensita revenida (y la bainita inferior) tienen un diámetro de grano de cristal efectivo de 10 μm o menos, y contienen 1×10^6 (piezas/mm^2) o más de carburos de hierro, y más adelante se describirán detalles de las condiciones de fabricación para satisfacer estas condiciones.

El método de fabricación previo al laminado en caliente no está particularmente limitado. Es decir, lo que se necesita es ajustar una composición para que sea la composición descrita anteriormente realizando la reducción en un alto horno, un horno eléctrico, etc., y después realizando diversos refinos secundarios y, a continuación, realizar la colada mediante un método tal como colada continua normal o colada de planchón delgado. Durante estos momentos, también puede usarse chatarra como materia prima, siempre que pueda controlarse dentro de un intervalo de componentes de la presente invención.

Cuando se realiza el laminado en caliente, el planchón colado se calienta hasta una temperatura predeterminada. En el caso de la colada continua, la laminación en caliente puede realizarse después de que el planchón colado se haya enfriado hasta una temperatura baja y posteriormente se haya recalentado, o también puede realizarse calentando el planchón colado sin enfriarlo, en particular después de la colada continua.

La temperatura de calentamiento del planchón del laminado en caliente necesita establecerse en 1200°C o más. En la chapa de acero laminado en caliente de la presente invención, el crecimiento de los granos de austenita se modera usando Ti en solución sólida (y convenientemente más Nb), y por lo tanto, es necesario volver a fundir el TiC (y más NbC) que precipitaron en el momento de la colada. Cuando la temperatura de calentamiento del planchón es menor que 1200°C, se requiere mucho tiempo para que se fundan los carburos de Nb y Ti, y por lo tanto, no tienen lugar el posterior refino del diámetro de grano de cristal ni el efecto de mejoramiento de la tenacidad a baja temperatura que se obtiene con ello. Por lo tanto, es necesario establecer la temperatura de calentamiento del planchón en 1200°C o más. Además, aunque el límite superior de la temperatura de calentamiento del planchón no está particularmente determinado, se exhiben los efectos de la presente invención, pero no es económicamente preferible establecer la temperatura de calentamiento en una temperatura demasiado alta. Por lo tanto, la temperatura de calentamiento del planchón se establece convenientemente en menos de 1300°C.

Es necesario realizar el laminado en basto en el que, en la etapa final, la reducción se realiza con una relación de reducción de 25% o más, una temperatura de laminado en la etapa final se establece en menos de 1100°C, y finaliza el laminado en basto. Cuando la temperatura en la fase final del laminado en basto es 1100°C o más, la tasa de crecimiento de los granos de austenita aumenta desde el laminado en basto hasta el laminado de acabado y el diámetro del grano se hace mayor, por lo que se hace difícil garantizar la excelente tenacidad a baja temperatura. Además, cuando la temperatura de laminado en la fase final es menor que 1100°C y la relación de reducción en la etapa final se establece en 25% o más, puede garantizarse una más que excelente tenacidad a baja temperatura.

Este mecanismo no está claro, pero es comprensible que debido a la generación de carbonitruro de Ti causada por la precipitación inducida por la deformación, pueda moderarse el crecimiento de los granos de austenita desde el laminado en basto hasta el laminado de acabado y, por lo tanto, pueda obtenerse una excelente tenacidad a baja temperatura mediante el efecto de hacer que el diámetro de grano sea fino. Además, este efecto se hace prominente a medida que aumenta relación de reducción, pero cuando la relación de reducción es 40% o más, existe la posibilidad de que produzca un defecto de incrustación de cascarilla en la superficie de la chapa de acero. Por consiguiente, la relación de reducción en la fase final del laminado en basto se establece convenientemente en menos de 40%.

Por lo tanto, el laminado en la fase final necesita realizarse a una relación de reducción de 25% o más y a una temperatura de laminado de menos de 1100°C durante el laminado en basto. Es conveniente que la relación de reducción sea 25% o más a menos de 40% y la temperatura de laminado sea 1000°C o más a menos de 1100°C.

Es necesario realizar el calentamiento mediante un dispositivo de calentamiento, de manera que la temperatura aumente 10°C o más con respecto a la temperatura inmediatamente anterior al calentamiento en el momento del comienzo del laminado final después de la finalización del laminado en basto. Realizar un calentamiento de 10°C o más permite que la relación de aspecto de la martensita revenida o de la martensita revenida y la bainita inferior sea 2 o menos. Este calentamiento puede realizarse mediante un dispositivo de calentamiento por inducción, por ejemplo, pero sin limitarse a esto, e incluso cuando el calentamiento se realiza mediante un horno de retención del calor, un dispositivo de calentamiento por energización, y/o similares, puede exhibirse este efecto. Además, a medida que aumenta el tiempo hasta el comienzo del laminado de acabado después de finalizar el laminado en basto, la temperatura de calentamiento necesita aumentarse, por lo que el tiempo hasta el comienzo del laminado de acabado después de la finalización del laminado en basto se establece convenientemente en 60 segundos o menos. Además, el tiempo hasta el comienzo del laminado de acabado después de la finalización del laminado en basto es convenientemente 30 segundos o menos.

El mecanismo por el cual este calentamiento hace que la relación de aspecto sea 2 o menos no está claro, pero es comprensible que la recristalización progrese mediante el calentamiento y finalice antes del laminado de acabado y, por lo tanto, la relación de aspecto de la austenita disminuye y la relación de aspecto de la martensita revenida o la bainita inferior se hace 2 o menos.

La temperatura de laminado de acabado del laminado de acabado (temperatura final del laminado de acabado) después del laminado en basto se establece en 900°C o más. La chapa de acero laminado en caliente de la presente invención contiene Ti (y convenientemente más Nb) en grandes cantidades para refinar el diámetro de grano de la austenita. Como resultado, cuando el laminado de acabado finaliza en una zona de temperaturas menor que 900°C, la austenita no recristaliza fácilmente y los granos se extienden en la dirección de laminado que probablemente provocará un deterioro de la tenacidad. Por lo tanto, la temperatura de laminado de acabado se establece en 900°C o más. Convenientemente, es no menor que 920°C ni mayor que 1040°C.

Después del laminado de acabado, se realiza el enfriamiento hasta 400°C a una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/s o más con respecto a la temperatura de laminado de acabado, y se realiza el bobinado. Cuando esta velocidad de enfriamiento promedio es menor que 50°C/s, se forma ferrita durante el enfriamiento, por lo que se hace difícil obtener, en fracción en volumen, el 90% o más de la fase única de martensita revenida o el total de la martensita revenida y la bainita inferior como fase principal. Por lo tanto, es necesario establecer la velocidad de enfriamiento promedio en 50°C/s o más. Sin embargo, siempre que no se forme ferrita en un proceso de enfriamiento, también puede realizarse un enfriamiento por aire en una zona de temperaturas durante el proceso de enfriamiento.

Sin embargo, la velocidad de enfriamiento promedio de Bs hasta una temperatura de generación de bainita inferior se establece convenientemente en 50°C/s o más. Esto es para evitar la formación de la bainita superior. Cuando la velocidad de enfriamiento promedio de Bs hasta la temperatura de generación de bainita inferior es menor que 50°C/s, se forma la bainita superior, y existe una posibilidad de que, entre los listones de bainita, se forme martensita fresca (martensita cuya densidad de dislocación es alta) o exista austenita retenida (que será martensita cuya densidad de dislocación es alta durante el trabajo) y, por lo tanto, se deterioran la templabilidad a la cocción y la tenacidad a baja temperatura. Nótese que el punto Bs es una temperatura de comienzo de generación de bainita superior, que está determinada por los componentes, y por conveniencia se establece en 550°C. Además, la temperatura de generación de bainita inferior también está determinada por los componentes, y por conveniencia se establece en 400°C. La velocidad de enfriamiento promedio se establece en 50°C/s o más desde la temperatura de laminado de acabado hasta 400°C, particularmente desde 550 hasta 400°C, y la velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de laminado de acabado hasta 400°C se establece en 50°C/s o más.

Nótese que establecer la velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de laminado de acabado hasta 400°C en 50°C/s o más también incluye la condición de que, por ejemplo, la velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de laminado de acabado hasta 550°C se establezca en 50°C/s o más y la velocidad de enfriamiento promedio desde 550 hasta 400°C se establezca en menos de 50°C/s. Sin embargo, a veces existe la posibilidad de que en esta condición se genere la bainita superior y que se genere parcialmente más de 10% de bainita superior. Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento promedio desde 550 hasta 400°C se establece convenientemente en 50°C/s o más.

La velocidad de enfriamiento máxima hasta menos de 400°C se establece convenientemente en menos de 50°C/s. Esto es para permitir que la estructura en la cual la martensita revenida o la bainita inferior, con la densidad de dislocación y la densidad numérica de carburos de hierro comprendidos dentro de los intervalos descritos anteriormente, sea la fase principal. Cuando la velocidad de enfriamiento máxima es 50°C/s o más, no es posible que el carburo de hierro y la densidad de dislocación queden comprendidos dentro de los intervalos descritos anteriormente, por lo que no puede obtenerse alta templabilidad a la cocción ni tenacidad a baja temperatura. Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento máxima se establece convenientemente en menos de 50°C/s. Aquí, el enfriamiento a menos de 400°C a la velocidad de enfriamiento máxima de menos de 50°C/s se logra, por ejemplo, mediante enfriamiento por aire. Además, el enfriamiento anterior no solo se refiere a enfriamiento, sino que también incluye el mantenimiento isotérmico, es decir, el bobinado a menos de 400°C. Además, el control de la velocidad de enfriamiento en esta zona de temperaturas apunta a controlar la densidad de dislocación y la densidad numérica de carburos de hierro en la estructura de la chapa de acero, por lo que incluso cuando se realiza el enfriamiento hasta la temperatura del comienzo de la transformación martensítica (punto Ms) o menor y después la temperatura se aumenta para realizar el recalentamiento, puede obtenerse una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, alta templabilidad a la cocción, y tenacidad a baja temperatura, que son los efectos de la presente invención.

La temperatura de bobinado se establece en 100°C o más a menos de 400°C. Esto es para permitir la estructura en la cual la fase única de martensita revenida o la martensita revenida y la bainita inferior con la densidad numérica de carburos de hierro comprendida dentro del intervalo descrito anteriormente, es/son la fase principal. Cuando la temperatura de bobinado es 400°C o más, no es posible que la fase única de martensita revenida o la martensita revenida y la bainita inferior se conviertan en la fase principal. Además, cuando la temperatura de bobinado es menor que 100°C, no es posible que el carburo de hierro quede comprendido dentro del intervalo descrito anteriormente, por lo que no puede obtenerse una excelente tenacidad. Por lo tanto, es necesario establecer la temperatura de bobinado en 100°C o más a menos de 400°C.

Aquí, el bobinado se realiza a la temperatura de bobinado que está en un intervalo de 400°C hasta el punto de transformación martensítica, para generar de esta manera la bainita inferior, y a medida que aumenta la temperatura en este intervalo de temperaturas, o que disminuye la velocidad de enfriamiento posterior, la relación de la bainita inferior se hace más grande. Por otra parte, cuando el bobinado se realiza a la temperatura de bobinado que está en una zona de temperaturas del punto de transformación martensítica hasta 100°C, se obtiene la fase única de martensita revenida.

Cabe señalar que el bobinado en esta zona de temperaturas apunta a controlar la densidad numérica de carburos de hierro en la estructura de la chapa de acero, por lo que incluso cuando el enfriamiento se realiza hasta menos de 100°C y después se aumenta la temperatura para realizar el recalentamiento, puede obtenerse una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y una excelente tenacidad a baja temperatura, que son los efectos de la presente invención.

Generalmente, para obtener la martensita, la transformación de la ferrita necesita moderarse, y es necesario el enfriamiento a 50°C/s o más. Asimismo, a baja temperatura, una zona de temperaturas pasa desde una zona de temperaturas cuyo coeficiente de transferencia de calor es relativamente bajo y donde no es fácil de enfriar, llamada "región de ebullición en película", hasta una zona de temperaturas cuyo coeficiente de transferencia de calor es grande y donde se enfría fácilmente, llamada "región de temperatura de ebullición nucleada". Por lo tanto, cuando la zona de temperaturas de menos de 400°C se establece como temperatura de parada del enfriamiento, la temperatura de bobinado fluctúa fácilmente, y con la fluctuación, también cambia la calidad del material. Por lo tanto, existió frecuentemente una posibilidad de que la temperatura normal de bobinado se estableciera en más de 400°C o el bobinado se realizara a temperatura ambiente.

Como resultado, se deduce que era convencionalmente difícil que la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y la excelente tenacidad a baja temperatura pudieran garantizarse simultáneamente mediante el bobinado desde 100 hasta menos de 400°C como en la presente invención.

Cabe señalar que después de que todos los procesos hayan finalizado es conveniente realizar el laminado de temple a una relación de reducción de 0,1% a 2%, con el objeto de corregir la forma de la chapa de acero y lograr un mejoramiento de la ductilidad mediante la introducción de una dislocación móvil. Además, y según las necesidades, después de que todos los procesos hayan finalizado puede realizarse un decapado sobre la chapa de acero laminado en caliente obtenida, con el objeto de retirar la cascarilla adherida a la superficie de la chapa de acero laminado en caliente obtenida. Además, sobre la chapa de acero laminado en caliente obtenida después del decapado, también es posible realizar en línea o fuera de línea el laminado de temple o laminado en frío a una relación de reducción de 10% o menos.

La chapa de acero de la presente invención se fabrica mediante colada continua, laminado en basto, y laminado de acabado, que son el proceso normal de laminado en caliente, y siempre que se satisfagan las condiciones de fabricación prescritas anteriormente, las otras condiciones de fabricación se realizan en condiciones normales, haciendo posible garantizar, de esta manera, la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y la tenacidad a baja temperatura, que son los efectos de la presente invención.

Además, aunque se realice un tratamiento térmico en línea o fuera de línea en un intervalo de temperaturas de 100 a 600°C para la precipitación de carburos después de fabricar la chapa de acero laminado en caliente, es posible garantizar la excelente tenacidad a baja temperatura y la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, que son los efectos de la presente invención.

Cabe señalar que la chapa de acero con la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más de la presente invención indica una chapa de acero cuyo esfuerzo de tracción máximo, medido mediante un ensayo de tracción realizado de conformidad con JIS Z 2241 usando una pieza de ensayo JIS n.º 5 cortada en una dirección vertical con respecto a la dirección de laminado del laminado en caliente, es 980 MPa o más.

Además, la chapa de acero de excelente tenacidad a baja temperatura indica una chapa de acero cuya temperatura de transición de aspecto de la fractura (vTrs) de un ensayo de Charpy realizado de conformidad con JIS Z 2242 es -40°C, convenientemente -50°C o menos, y más convenientemente -60°C o menos. En la presente invención, la chapa de acero objetivo se usa principalmente para automóviles, por lo que en muchos casos su espesor de chapa es de aproximadamente 3 mm. Por lo tanto, cuando se realizan estas evaluaciones, la superficie de la chapa de acero laminado en caliente se trata con una amoladora, y la chapa de acero se mecaniza para obtener una pieza de ensayo de tamaño reducido de 2,5 mm, y se realizan las evaluaciones.

[Ejemplos]

El contenido técnico de la presente invención quedará explicado mientras se citan ejemplos de la presente invención Nótese que las condiciones en los ejemplos son ejemplos de condiciones empleadas para confirmar la aplicabilidad y los efectos de la presente invención, y la presente invención no se limita a estos ejemplos. La presente invención puede emplear diversas condiciones, siempre que se logre el objeto de la presente invención sin apartarse del espíritu de la presente invención.

De aquí en adelante, se presentarán resultados explicados de exámenes usando, como ejemplos ilustrados en la Tabla 1, aceros A S que satisfacen la condición de la composición de la presente invención, y aceros a a k que no satisfacen la condición de la composición de la presente invención. Nótese que el La y el Ce se usan específicamente como REM.

Después de que estos aceros se fundieron, se calentaron directamente hasta un intervalo de temperaturas de 1030°C a 1300°C, o se enfriaron hasta la temperatura ambiente y después se recalentaron hasta el intervalo de temperaturas, y seguidamente se realizó el laminado en caliente en cada una de las condiciones de la Tabla 2-1 y Tabla 2-2, el laminado de acabado se realizó de 760 a 1030°C, el enfriamiento y bobinado se realizaron en cada una de las condiciones ilustradas en la Tabla 2-1 y la Tabla 2-2, y se obtuvieron chapas de acero laminado en caliente, cada una con un espesor de chapa de 3,2 mm. Seguidamente, se realizó el decapado y posteriormente se efectuó el laminado de temple a una relación de reducción de 0,5%.

Se cortaron diversas piezas de ensayo a partir de las chapas de acero laminado en caliente obtenidas, y se realizó un ensayo de materiales, una observación de la estructura, etc.

Para el ensayo de tracción, se cortó una probeta JIS n.º 5 en una dirección vertical a la dirección de laminado, y el ensayo se realizó de conformidad con JIS Z 2242.

Para la medición de una magnitud de la templabilidad a la cocción, se cortó una probeta JIS n.º 5 en una dirección vertical a la dirección de laminado, y la medición se realizó de conformidad con el método de un ensayo de templabilidad a la cocción para pinturas descrito en un apéndice de JIS G 3135. La magnitud de predeformación se estableció en 2%, y la condición de tratamiento térmico se estableció en 170°C × 20 minutos.

El ensayo de Charpy se realizó de conformidad con JIS Z 2242, y se midió la temperatura de transición de aspecto de la fractura. El espesor de chapa de la chapa de acero de la presente invención era menor que 10 mm, por lo que las superficies anterior y posterior de las chapas de acero laminado en caliente obtenidas se trataron con una amoladora hasta un espesor de 2,5 mm, y seguidamente se realizó el ensayo de Charpy.

En cuanto a algunas chapas de acero, las chapas de acero laminado en caliente se calentaron hasta 660-720°C y se sometieron a un tratamiento de galvanizado en caliente o un tratamiento térmico de aleación a 540-580°C después del tratamiento de galvanizado, y se obtuvieron chapas de acero galvanizado por inmersión en caliente (GI) o chapas aleadas de acero galvanizado por inmersión en caliente (GA), y seguidamente se realizó un ensayo de materiales.

La observación de la microestructura se realizó mediante el método descrito anteriormente, y se midió la fracción en volumen de cada estructura, la densidad numérica de carburo de hierro, el diámetro de grano de cristal efectivo, y la relación de aspecto.

Los resultados se ilustran en la Tabla 3-1 y la Tabla 3-2.

Se comprobó que solo los que satisfacen las condiciones de la presente invención tienen una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y excelente tenacidad a baja temperatura.

Por otra parte, en cuanto a los aceros A-3, B-4, E-4, J-4, M-4, y S-4, donde la temperatura de calentamiento del planchón fue menor que 1200°C, los carburos de Ti y Nb que precipitaron durante la colada no fundieron fácilmente, por lo que, aunque las otras condiciones de laminado en caliente se establecieron para quedar comprendidas en los intervalos de la presente invención, no fue posible lograr que la fracción estructural y el diámetro de grano de cristal efectivo quedaran comprendidos dentro de los intervalos de la presente invención, y se deterioraron la resistencia y la tenacidad a baja temperatura.

En cuanto a los aceros A-4, E-5, J-5, y M-5, la temperatura de laminado en basto fue 1100°C o más, el diámetro de grano de la austenita se hizo demasiado grande, y el diámetro de grano de cristal de la martensita revenida después de la transformación o de la bainita inferior también se agrandó y, por lo tanto, se deterioró la tenacidad a baja temperatura.

En cuanto a los aceros B-5, E-5, J-5, y S-5, la relación de reducción en la fase final del laminado en basto fue menor que 25%, no fue posible que apareciera carbonitruro de Ti provocado por precipitación inducida por la deformación y moderara el crecimiento del diámetro de grano de la austenita y, por lo tanto, se deterioró la tenacidad a baja temperatura.

En cuanto a los aceros A-5, B-6, J-6, M-6, y S-6, el calentamiento no se realizó antes del laminado de acabado después de finalizar el laminado en basto y, por lo tanto, no pudo progresar la recristalización de la austenita y la relación de aspecto de los granos de cristal efectivos de la martensita revenida después de la transformación o de la bainita inferior se hizo mayor que 2, y de esta manera se deterioró la tenacidad a baja temperatura.

En cuanto a los aceros A-6, B-7, J-7, M-7, y S-7, la temperatura de laminado de acabado fue demasiado baja y el laminado se realizó en una región de austenita no recristalizada, y de esta manera las granos se extendieron en la dirección de laminado, dando lugar a una relación de aspecto grande y al deterioro de la tenacidad a baja temperatura.

En cuanto a los aceros A-7, B-8, J-8, M-8, y S-8, la velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de laminado de acabado hasta 400°C fue menor que 50°C/s, durante el enfriamiento se formó ferrita en grandes cantidades como para hacer difícil garantizar resistencia, y una interfase entre la ferrita y la martensita se transformó en un punto inicial de destrucción y, por lo tanto, se deterioró la tenacidad a baja temperatura.

En cuanto al acero A-8, la temperatura de bobinado fue 480°C, que era alta, y la estructura de la chapa de acero se convirtió en una estructura de bainita superior y, por lo tanto, se hizo difícil garantizar la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, y los carburos de hierro gruesos que precipitaron entre listones existentes en la estructura de bainita superior se convirtieron en un punto inicial de destrucción, dando lugar al deterioro de la tenacidad a baja temperatura.

En cuanto a los aceros B-9 y J-9, la temperatura de bobinado fue 580 a 620°C, que era alta, y la estructura de la chapa de acero se convirtió en una estructura mixta de ferrita y perlita. Como resultado, fue difícil garantizar la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, y una interfase entre la ferrita en la perlita y el carburo de hierro se convirtió en un punto inicial de destrucción y, por lo tanto, se deterioró la tenacidad a baja temperatura.

En cuanto al acero M-9, la temperatura de bobinado fue la temperatura ambiente, que era baja, y la estructura de la chapa de acero se convirtió en martensita revenida y martensita fresca y, por lo tanto, la martensita fresca se convirtió en un punto inicial de destrucción, dando lugar al deterioro de la tenacidad a baja temperatura.

Además, como se ilustra en los aceros A-9 y 10, B-10 y 11, E-6 y 7, J-10 y 11, M-10 y 11, y S-9 y 10, fue posible confirmar la garantía de la calidad del material de la presente invención, incluso cuando se haya realizado el tratamiento de galvanizado en caliente aleado o el tratamiento de galvanizado en caliente aleado.

Por otra parte, en cuanto a los aceros a a k, donde los componentes de la chapa de acero no satisfacían los intervalos de la presente invención, no fue posible obtener la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, ni la excelente tenacidad a baja temperatura que se determinaron en la presente invención.

Cabe señalar que cuando se fabricó una muestra en las mismas condiciones que las del acero A-3, salvo que la velocidad de enfriamiento desde 550 hasta 400°C se estableció en 45°C/s, la velocidad de enfriamiento promedio desde la temperatura de laminado de acabado hasta 400°C fue 73°C/s y, por lo tanto, la velocidad de enfriamiento promedio satisfizo los 50°C/s o más. Sin embargo, la bainita superior llegó al 10% o más y también hubo variaciones en la calidad del material. Además, cuando se trató de fabricar una muestra en las mismas condiciones que las del acero A-1, salvo que el contenido de O excedió de 0,01% en masa, hubo un problema de trabajabilidad, y fue posible confirmar que no puede tratarse como producto.

[Tabla 1]

Tabla 1 COMPOSICIÓN QUÍMICA (% EN MASA)

A	C	Si	Mo	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	OTROS	OBSERVACIÓN
A	0,054	1,32	2,34	0,009	0,0009	0,029	0,0024	0,0022	0,192	-	-	INTERVALO DE COMPOSICIÓN SATISFECHO
B	0,063	1,16	2,91	0,012	0,0024	0,033	0,0021	0,0016	0,103	0,021	-	
C	0,069	0,76	2,31	0,015	0,0023	0,024	0,0021	0,0016	0,082	0,031	Cu = 0,23	
D	0,07	0,59	2,39	0,007	0,0016	0,018	0,0029	0,002	0,049	0,039	Ni = 0,42	
E	0,059	0,79	1,8	0,011	0,0032	0,018	0,0025	0,0022	0,034	0,097	Mo = 0,38	
F	0,059	1,97	2,22	0,008	0,0034	0,021	0,0024	0,0011	0,054	0,015	V = 0,046	
G	0,068	1,06	1,78	0,006	0,0012	0,032	0,0025	0,0027	0,101	-	Cr = 0,62	
H	0,082	0,54	2,28	0,009	0,0005	0,006	0,0027	0,0021	0,089	-	Mg = 0,0014	
I	0,06	0,54	2,3	0,014	0,0038	0,01	0,0032	0,0016	0,102	-	Ca = 0,0008	
J	0,073	0,08	2,53	0,018	0,0026	1,08	0,0072	0,0009	0,052	0,012	B = 0,0028	
K	0,103	0,89	2,27	0,009	0,003	0,017	0,003	0,0016	0,086	-	REM = 0,0038	
L	0,103	0,89	2,27	0,009	0,003	0,017	0,003	0,0016	0,086	-	-	
M	0,109	0,92	2,07	0,012	0,0024	0,034	0,032	0,0022	0,049	0,025	B = 0,0013	
N	0,107	0,35	1,64	0,011	0,0027	0,016	0,0016	0,0018	0,099	-	Cr = 1,26	
O	0,111	0,67	2,31	0,016	0,0007	0,01	0,0027	0,0021	0,095	-	Ca = 0,0022	
P	0,114	0,13	1,89	0,012	0,0025	0,642	0,0026	0,0012	0,071	0,016	Mo = 0,19, B = 0,0009	
Q	0,157	1,22	2,34	0,01	0,0018	0,03	0,003	0,0023	0,048	0,009	B = 0,0009	
R	0,161	1,08	2,31	0,009	0,0021	0,028	0,0024	0,0018	0,062	-	-	
S	0,200	0,87	2,11	0,013	0,0032	0,02	0,0023	0,0021	0,067	0,002	Cr = 0,29	
a	0,002	0,34	1,32	0,062	0,0056	0,034	0,0033	0,0032	0,037	0,042	-	INTERVALO DE COMPOSICIÓN NO SATISFECHO
b	0,62	1,32	2,16	0,013	0,0034	0,024	0,0021	0,0017	0,051	0,029	-	
c	0,084	3,09	2,34	0,021	0,0029	0,029	0,0023	0,0016	0,086	0,012	-	
d	0,072	0,86	5,61	0,032	0,0032	0,021	0,0019	0,0021	0,105	-	-	
f	0,063	0,84	2,13	0,109	0,0018	0,034	0,0035	0,0018	0,079	0,024	-	
g	0,065	0,73	1,89	0,018	0,051	0,013	0,0031	0,002	0,099	0,013	-	
h	0,073	0,69	1,99	0,008	0,0016	2,462	0,003	0,0043	0,104	0,011	-	
i	0,84	0,75	2,05	0,013	0,0025	0,046	0,049	0,0026	0,076	0,02	-	
j	0,091	0,81	2,13	0,016	0,0036	0,023	0,0025	0,0027	0,014	-	-	
k	0,076	0,82	1,97	0,009	0,0045	0,034	0,0029	0,0023	0,406	0,023	-	
l	0,076	0,82	1,97	0,009	0,0045	0,034	0,0029	0,0023	0,076	0,351	-	

CADA SUBRAYADO SIGNIFICA FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN.

[Tabla 2-1]

Tabla 2-1 CONDICIONES DE LAMINADO EN CALIENTE

ACERO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DEL PLANCHÓN (°C)	TEMPERATURA DE LA FASE FINAL DEL LAMINADO EN BASTO (°C)	GRADO DE REDUCCIÓN DE LA FASE FINAL DEL LAMINADO EN BASTO (%)	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DESDE BASTO HASTA ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO (°C)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO DESDE ACABADO HASTA 400°C (°C/g)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DESDE 550°C HASTA 400°C (°C/g)	TEMPERATURA DE BOBINADO (°C)	OBSERVACIÓN
A-1	1240	1050	29	30	960	50	73	200	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
A-2	1230	1040	31	20	940	50	73	330	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
A-3	1030	960	26	70	910	100	123	250	EJEMPLO COMPARATIVO
A-4	1220	1110	27	20	960	70	93	340	EJEMPLO COMPARATIVO
A-5	2390	020	33	0	950	60	83	360	EJEMPLO COMPARATIVO
A-6	1240	990	35	20	820	70	93	240	EJEMPLO COMPARATIVO
A-7	1230	1030	30	30	940	20	43	290	EJEMPLO COMPARATIVO
A-8	1250	1050	36	40	970	50	73 (VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO HASTA 500°C)	490	EJEMPLO COMPARATIVO
A-9	1240	1020	40	50	950	60	83	350	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
A-10	1240	1050	28	20	950	60	83	390	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
B-1	1260	1060	27	10	950	50	73	260	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
B-2	1240	1040	37	20	940	60	83	390	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
B-3	1250	1030	39	40	950	120	143	220	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
B-4	1060	960	41	60	900	60	83	190	EJEMPLO COMPARATIVO
B-5	1240	1010	23	60	950	70	93	330	EJEMPLO COMPARATIVO
B-6	1250	1030	25	0	980	60	83	310	EJEMPLO COMPARATIVO
B-7	1230	1000	29	10	810	50	73	280	EJEMPLO COMPARATIVO
B-8	1260	1050	28	30	960	15	38	290	EJEMPLO COMPARATIVO
B-9	1230	1010	34	60	950	70	-	580	EJEMPLO COMPARATIVO
B-10	1260	1030	29	70	980	60	83	370	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
B-11	1260	1090	33	10	980	60	83	330	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
C-1	1250	1050	32	40	970	60	83	310	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
D-1	1270	1030	36	30	940	60	83	260	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
E-1	1260	1090	34	60	1030	70	93	150	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
E-2	1250	1030	40	90	1000	120	143	340	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
E-3	1250	1070	29	70	1020	100	123	240	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
E-4	1060	950	27	80	910	60	83	190	EJEMPLO COMPARATIVO
E-5	1240	1100	22	10	950	120	143	340	EJEMPLO COMPARATIVO
E-6	1260	1090	26	30	1000	60	83	370	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
E-7	1260	1050	29	70	1000	60	83	160	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
F-1	1240	1030	27	10	920	60	83	180	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
G-1	1300	1080	27	10	950	50	73	340	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
H-1	1250	990	37	60	930	60	83	260	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
I-1	1260	1040	30	40	980	50	73	220	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
J-1	1250	1050	36	20	950	80	103	240	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
J-2	1270	1030	34	60	970	60	83	390	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
J-3	1230	1010	40	70	960	120	143	220	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
J-4	1090	930	38	90	900	90	113	330	EJEMPLO COMPARATIVO
J-5	1230	1100	20	20	950	70	93	390	EJEMPLO COMPARATIVO
J-6	12650	1080	26	0	970	80	103	270	EJEMPLO COMPARATIVO
J-7	1240	980	27	10	830	50	73	380	EJEMPLO COMPARATIVO
J-8	125	1020	32	20	920	10	33	210	EJEMPLO COMPARATIVO
J-9	1260	1040	31	10	940	90	-	620	EJEMPLO COMPARATIVO
J-10	1230	1040	33	20	940	70	93	350	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
J-11	1230	1030	37	30	940	70	93	350	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
K-1	1240	1060	40	30	970	60	83	330	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
L-1	1230	990	35	80	950	60	83	360	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
M-1	1280	1080	29	20	980	70	93	290	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
M-2	1230	1030	28	30	940	80	103	330	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
M-3	1250	1060	37	10	950	60	83	160	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
M-4	1100	990	33	40	910	90	113	140	EJEMPLO COMPARATIVO
M-5	1240	1130	35	30	930	80	103	190	EJEMPLO COMPARATIVO
M-6	1210	1090	33	9	980	50	73	260	EJEMPLO COMPARATIVO

CADA SUBRAYADO SIGNIFICA FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN.

[Tabla 2-2]

Tabla 2-2 CONDICIONES DE LAMINADO EN CALIENTE

ACERO	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DEL PLANCHON (°C)	TEMPERATURA DE LA FASE FINAL DEL LAMINADO EN BASTO (°C)	GRADO DE REDUCCION DE LA FASE FINAL DEL LAMINADO EN BASTO (%)	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO DESDE BASTO HASTA ACABADO (°C)	TEMPERATURA DE LAMINADO DE ACABADO (°C)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO PROMEDIO DESDE ACABADO HASTA 400°C (°C/g)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DESDE 550°C HASTA 400°C (°C/g)	TEMPERATURA DE BOBINADO (°C)	OBSERVACION
M-7	1250	920	34	20	760	100	123	230	EJEMPLO COMPARATIVO
M-8	1260	1000	29	60	940	20	43	240	EJEMPLO COMPARATIVO
M-9	1230	1090	35	30	960	70	93	ROUGH TEMPERATURE	EJEMPLO COMPARATIVO
M-10	1240	1080	37	10	950	80	103	310	EJEMPLO DE LA INVENCION
M-11	1240	1080	28	20	950	80	103	310	EJEMPLO DE LA INVENCION
N-1	1260	1090	27	10	890	80	103	300	EJEMPLO DE LA INVENCION
O-1	1240	1090	32	20	950	60	83	290	EJEMPLO DE LA INVENCION
P-1	1240	1050	33	30	980	60	83	270	EJEMPLO DE LA INVENCION
Q-1	1240	1020	35	40	940	60	83	350	EJEMPLO DE LA INVENCION
R-1	1260	1050	39	20	950	70	93	340	EJEMPLO DE LA INVENCION
S-1	1230	1080	40	10	970	80	103	290	EJEMPLO DE LA INVENCION
S-2	1220	1030	26	70	930	60	83	360	EJEMPLO DE LA INVENCION
S-3	1270	1070	29	30	940	80	103	200	EJEMPLO DE LA INVENCION
S-4	1060	1060	27	10	950	70	93	190	EJEMPLO COMPARATIVO
S-5	1230	1050	21	40	970	70	93	230	EJEMPLO COMPARATIVO
S-6	1220	1070	33	0	990	60	83	210	EJEMPLO COMPARATIVO
S-7	1230	1030	32	10	830	150	173	240	EJEMPLO COMPARATIVO
S-8	1260	1060	36	20	930	10	33	330	EJEMPLO COMPARATIVO
S-9	1280	1070	34	10	930	80	103	290	EJEMPLO DE LA INVENCION
S-10	1270	1040	29	30	950	80	103	290	EJEMPLO DE LA INVENCION
a-1	1210	1010	30	30	920	60	83	360	ACERO COMPARATIVO
b-1	1260	1000	29	20	950	80	103	340	ACERO COMPARATIVO
c-1	1240	1020	33	40	940	60	83	310	ACERO COMPARATIVO
d-1	1230	1080	36	30	930	70	93	290	ACERO COMPARATIVO
f-1	1250	1090	35	50	1020	100	123	260	ACERO COMPARATIVO
g-1	1240	1090	28	10	940	60	83	270	ACERO COMPARATIVO
h-1	1200	1030	37	20	9930	80	103	310	ACERO COMPARATIVO
i-1	1230	1000	35	70	950	70	93	330	ACERO COMPARATIVO
j-1	1200	1010	36	30	920	60	83	310	ACERO COMPARATIVO
k-1	1240	1040	33	10	920	80	103	320	ACERO COMPARATIVO
l-1	1220	1030	27	10	960	80	103	280	ACERO COMPARATIVO

CADA SUBRAYADO SIGNIFICA FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCION.

[Tabla 3-1]

Tabla 3-1 MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECANICAS

ACERO	TIPO DE ACERO *	MANTENSITA REVENIDA	BAINITA INFERIOR	ESTRUCTURA RESTANTE	OTRAS ESTRUCTURAS	DENSIDAD NUMÉRICA DEL CARBURO DE HIERRO x 10^2 (l/mm^2)	DIÁMETRO DE GRANO DE CRISTAL EFECTIVO (µm)	RELACIÓN DE ASPECTO	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	vTrs (°C)	OBSERVACIÓN
A-1	HR	100	0	0	-	3,4	7,8	1,2	780	1023	12	-60	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
A-2	HR	71	29	0	-	6,3	8,3	1,3	934	1007	13	-70	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
A-3	HR	69	0	31	FERRITA	5,2	12,9	1,1	692	892	13	50	EJEMPLO COMPARATIVO
A-4	HR	81	19	0	-	6,8	11,3	1	746	1057	9	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
A-5	HR	100	0	0	-	7,1	7,3	2,5	989	1046	10	-10	EJEMPLO COMPARATIVO
A-6	HR	100	0	0	-	4,8	5,5	2,3	957	1093	9	0	EJEMPLO COMPARATIVO
A-7	HR	66	0	34	FERRITA	5,9	7,2	1,4	705	924	14	30	EJEMPLO COMPARATIVO
A-8	HR	0	0	100	BAINITA SUPERIOR	0	9,2	0,8	576	824	15	-10	EJEMPLO COMPARATIVO
A-9	GI	100	0	0	-	4,5	7,7	1	852	998	14	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
A-10	GA	100	0	0	-	6,8	6,6	1,1	880	993	14	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
B-1	HR	90	0	10	FERRITA	3,7	6,5	1,1	769	1027	12	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
B-2	HR	25	75	0	-	3,9	7,2	1,3	882	1019	13	-60	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
B-3	HR	88	12	0	-	6,9	6,5	1	949	1004	13	-70	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
B-4	HR	66	0	34	FERRITA	4,2	12,7	1,2	672	867	14	30	EJEMPLO COMPARATIVO
B-5	HR	74	26	0	-	5,7	5,1	0,9	752	1093	9	0	EJEMPLO COMPARATIVO
B-6	HR	100	0	0	-	4,9	8,1	2,9	934	1095	12	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
B-7	HR	100	0	0	-	4,8	4,8	2,5	912	1055	10	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
B-8	HR	27	0	73	FERRITA	4,3	6,4	1,1	558	792	18	-30	EJEMPLO COMPARATIVO
B-9	HR	0	0	100	FERRITA. PERLITA	0	7,4	1,2	736	842	15	-10	EJEMPLO COMPARATIVO
B-10	GI	100	0	0	-	3,5	6,7	1	899	1002	14	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
B-11	GA	100	0	0	-	3,4	6,7	1,1	948	984	14	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
C-1	HR	100	0	0	-	4,9	6,3	1	773	1035	13	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
D-1	HR	100	0	0	-	3,7	6,5	1,3	781	1042	12	-40	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
E-1	HR	100	0	0	-	5,3	5,9	0,9	762	1026	12	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
E-2	HR	71	29	0	-	4,5	7,3	0,9	934	989	14	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
E-3	HR	91	9	0	-	7,6	6,8	1	862	1007	13	-60	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
E-4	HR	80	0	20	FERRITA	4,6	11,6	1,8	816	923	13	0	EJEMPLO COMPARATIVO
E-5	HR	83	17	0	-	5,8	14,2	1,9	843	1092	11	20	EJEMPLO COMPARATIVO
E-6	GI	100	0	0	-	5,5	6,1	1	879	1021	13	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
E-7	GA	100	0	0	-	5,8	6	1,1	924	991	13	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
F-1	HR	100	0	0	-	5,1	5,7	1,3	749	1042	12	-40	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
G-1	HR	100	0	0	-	4	7,3	1,1	761	1006	13	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
H-1	HR	100	0	0	-	4,5	7,9	1,5	782	1124	13	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
I-1	HR	100	0	0	-	5,3	7,1	1	781	1019	14	-40	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
J-1	HR	100	0	0	-	4,2	6	1,1	746	1047	12	-60	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
J-2	HR	53	47	0	-	3,4	7,5	0,9	873	1007	14	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
J-3	HR	91	9	0	-	5,9	6,4	1,1	972	1026	13	-70	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
J-4	HR	67	0	33	FERRITA	3,9	11,9	0,9	624	842	15	30	EJEMPLO COMPARATIVO
J-5	HR	76	24	0	-	4,6	13,5	1,7	806	1112	8	-10	EJEMPLO COMPARATIVO
J-6	HR	100	0	0	-	5,1	7,4	2,3	933	1078	12	-30	EJEMPLO COMPARATIVO
J-7	HR	100	0	0	-	4,3	3,8	2,1	924	1072	9	-30	EJEMPLO COMPARATIVO
J-8	HR	54	0	46	FERRITA	5	5,3	1,7	643	879	17	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
J-9	HR	0	0	100	FERRITA. PERLITA	0	8,1	1,4	887	935	14	-10	EJEMPLO COMPARATIVO
J-10	GI	70	30	0	-	5,1	6,8	0,9	910	1031	13	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
J-11	GA	70	30	0	-	4,6	6,9	0,9	948	1018	13	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
K-1	HR	100	0	0	-	6,3	6,6	0,8	802	1046	12	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
L-1	HR	100	0	0	-	7,4	7,9	1,1	945	1208	11	-40	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
M-1	HR	100	0	0	-	8,2	6,3	0,8	947	1231	10	-40	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
M-2	HR	67	33	0	-	10,4	7,2	1,1	1108	1193	11	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
M-3	HR	95	5	0	-	4,2	6,6	1	1078	1210	10	-60	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
M-4	HR	72	0	28	FERRITA	7,2	12,2	0,99	692	963	12	0	EJEMPLO COMPARATIVO
M-5	HR	83	17	0	-	7,9	11,7	1,4	962	1324	7	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
M-6	HR	100	0	0	-	9,1	8,7	3,1	1023	1165	9	0	EJEMPLO COMPARATIVO
M-7	HR	100	0	0	-	8,4	3,2	4,3	997	1309	6	-20	EJEMPLO COMPARATIVO

CADA SUBRAYADO SIGNIFICA FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCION.

* HR INDICA CHAPA DE ACERO LAMINADO EN CALIENTE GI INDICA CHAPA DE ACERO GALVANIZADO POR INMERSION EN CALIENTE GA INDICA CHAPA DE ACERO ALEADO GALVANIZADO POR INMERSION EN CALIENTE SOBRE UNA CHAPA DE ACERO LAMINADO EN CALIENTE

[Tabla 3-2]

Tabla 3-2 MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS

ACERO	TIPO DE ACERO *	MANTENSITA REVENIDA	BAINITA INFERIOR	ESTRUCTURA RESTANTE	OTRAS ESTRUCTURAS	DENSIDAD NUMÉRICA DEL CARBURO DE HIERRO x 10^2 (l/mm^2)	DIÁMETRO DE GRANO DE CRISTAL EFECTIVO (μm)	RELACIÓN DE ASPECTO	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	vTrs (°C)	OBSERVACIÓN
M-8	HR	74	0	26	FERRITA	9,5	6,2	1	849	942	13	20	EJEMPLO COMPARATIVO
M-9	HR	30	0	70	MARTENSITA FRESCA	0,6	8,4	1,2	1160	1350	7	30	EJEMPLO COMPARATIVO
M-10	GI	72	28	0	-	8,3	7	1	1088	1172	13	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
M-11	GA	72	28	0	-	8,1	7,1	1	1128	1162	12	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
N-1	HR	100	0	0	-	10,4	8,2	1,1	960	1223	12	-60	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
O-1	HR	100	0	0	-	8,2	8,3	1,2	951	1242	12	-60	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
P-1	HR	100	0	0	-	10,6	6,4	1,1	976	1199	13	-60	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
Q-1	HR	100	0	0	-	16,2	6,7	1	1076	1372	11	-60	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
R-1	HR	100	0	0	-	17,5	8,9	1,2	1069	1381	11	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
S-1	HR	100	0	0	-	19,5	5,8	0,9	1168	1530	9	-40	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
S-2	HR	33	67	0	-	22,6	6,9	1	1384	1473	10	-60	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
S-3	HR	87	13	0	-	16,8	5,9	1,2	1286	1503	9	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
S-4	HR	73	0	27	FERRITA	15,6	10,8	1,1	862	1372	8	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
S-5	HR	92	8	0	-	17,6	11,8	1,3	1032	1638	6	-30	EJEMPLO COMPARATIVO
S-6	HR	100	0	0	-	14,2	7,5	2,2	1277	1453	12	-10	EJEMPLO COMPARATIVO
S-7	HR	100	0	0	-	16,7	3,9	2,9	1386	1603	4	-30	EJEMPLO COMPARATIVO
S-8	HR	83	0	17	FERRITA	18,3	6,2	1,2	803	971	8	-10	EJEMPLO COMPARATIVO
S-9	GI	68	32	0	-	13,9	6,5	1	1385	1492	10	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
S-10	GA	68	32	0	-	12,1	6,5	1,1	1421	1470	11	-50	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
a-1	HR	0	0	100	FERRITA	0	16,2	1,4	330	462	34	-60	ACERO COMPARATIVO
b-1	HR	91	0	9	AUSTENITA RETENIDA	0,4	3,8	1,2	1826	2429	4	60	ACERO COMPARATIVO
c-1	HR	84	0	16	FERRITA	2,1	5,4	1	892	1086	14	0	ACERO COMPARATIVO
d-1	HR	100	0	0	-	0,9	4,9	1,1	826	1118	11	-20	ACERO COMPARATIVO
f-1	HR	100	0	0	-	3,9	6,4	0,8	826	1031	8	0	ACERO COMPARATIVO
g-1	HR	100	0	0	-	4,2	5,9	1,2	842	1007	9	-10	ACERO COMPARATIVO
h-1	HR	66	0	34	FERRITA	3,7	5	1,2	501	832	15	-20	ACERO COMPARATIVO
i-1	HR	100	0	0	-	4	6,2	1,1	792	1042	13	-30	ACERO COMPARATIVO
j-1	HR	100	0	0	-	3,9	13,2	1,5	803	1038	12	-10	ACERO COMPARATIVO
k-1	HR	100	0	0	-	4,5	3,2	1,4	783	1019	13	-10	ACERO COMPARATIVO
l-1	HR	100	0	0	-	4,1	3,1	2,3	891	1143	13	0	ACERO COMPARATIVO

CADA SUBRAYADO SIGNIFICA FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN.

* HR INDICA CHAPA DE ACERO LAMINADO EN CALIENTE GI INDICA CHAPA DE ACERO GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE GA INDICA CHAPA DE ACERO ALEADO GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE SOBRE UNA CHAPA DE ACERO LAMINADO EN CALIENTE

Aplicabilidad industrial

Según la presente invención, se hace posible el uso en un distrito muy frío y, por lo tanto, la contribución industrial de esta es extremadamente notable.

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminado en caliente que tiene una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y una excelente tenacidad a baja temperatura, que comprende:

una composición química que consiste en, en % en masa,

C: 0,01 a 0,2%;

Si: 0,001 a 2,5%;

Mn: 1 a 4,0%;

P: 0,10% o menos;

S: 0,03% o menos;

Al: 0,001 a 2,0%;

N: 0,0005 a 0,01%;

O: 0,001 a 0,01%; y

Ti: 0,03 a 0,30%;

opcionalmente uno o más de

Nb: 0,01 a 0,30%;

Cu: 0,01 a 2,0%;

Ni: 0,01 a 2,0%;

Mo: 0,01 a 1,0%;

V: 0,01 a 0,3%;

Cr: 0,01 a 2,0%;

Mg: 0,0005 a 0,01%;

Ca: 0,0005 a 0,01%;

REM: 0,0005 a 0,1%;

B: 0,0002 a 0,01%; y

opcionalmente además 1% o menos en total de un tipo o dos o más tipos seleccionados del grupo que consiste en Zr, Sn, Co, Zn, y W; y

estando compuesto el resto de hierro e impurezas; y

una estructura que comprende martensita revenida o una estructura mixta de martensita revenida y bainita inferior, en la cual en fracción en volumen, está contenido un 90% o más de la martensita revenida o, en fracción en volumen, un 90% o más en total de la martensita revenida y la bainita inferior y una relación de aspecto promedio de la martensita revenida y la bainita inferior es 2 o menos;

en donde un diámetro de grano de cristal efectivo de la martensita revenida y la bainita inferior es 10 μm o menos; y

en donde existen 1×10^6 (piezas/mm^2) o más de carburos de hierro en la martensita revenida y la bainita inferior,

en donde la chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más indica una chapa de acero cuyo esfuerzo de tracción máximo medido mediante un ensayo de tracción realizado de conformidad con JIS Z 2241 usando una probeta JIS n.º 5 cortada en una dirección vertical con respecto a la dirección de laminado del laminado en caliente es 980 MPa o más, y

en donde la chapa de acero que tiene una excelente tenacidad a baja temperatura indica una chapa de acero cuya temperatura de transición de aspecto de la fractura (vTrs) de un ensayo de Charpy realizado de conformidad con JIS Z 2242 es -40°C o menos.

2. La chapa de acero laminado en caliente según la reivindicación 2, en donde

se incluye una capa galvanizada o una capa galvanizada aleada sobre una superficie de la chapa de acero laminado en caliente.

3. Un método de fabricación de la chapa de acero laminado en caliente según la reivindicación 1, el método comprende:

reducir un acero que tiene una composición química que consiste en, en % en masa:

C: 0,01 a 0,2%;

Si: 0,001 a 2,5%;

Mn: 1 a 4,0%;

P: 0,10% o menos;

S: 0,03% o menos;

Al: 0,001 a 2,0%;

N: 0,0005 a 0,01%;

O: 0,001 a 0,01%;

Ti: 0,03 a 0,30%;

opcionalmente uno o más de

Nb: 0,01 a 0,30%;

Cu: 0,01 a 2,0%;

Ni: 0,01 a 2,0%;

Mo: 0,01 a 1,0%;

V: 0,01 a 0,3%;

Cr: 0,01 a 2,0%;

Mg: 0,0005 a 0,01%;

Ca: 0,0005 a 0,01%;

REM: 0,0005 a 0,1%;

B: 0,0002 a 0,01%; y

opcionalmente además 1% o menos en total de un tipo o dos o más tipos seleccionados del grupo que consiste en Zr, Sn, Co, Zn, y W; y

el resto estando compuesto de hierro e impurezas; y

colar el acero para formar un planchón, y después calentar directamente el planchón colado hasta 1200°C o más o enfriar el planchón colado y después calentar el planchón colado hasta 1200°C o más;

realizar el laminado en caliente en el cual se establece una relación de reducción de laminado en la fase final del laminado en basto en 25% o más y se establece una temperatura de laminado menor que 1100°C y se finaliza el laminado en basto, calentar la pieza laminada en basto obtenida 10°C o más antes del laminado de acabado, y posteriormente realizar el laminado de acabado en donde la temperatura del laminado de acabado se establece en 900°C o más; y

realizar el enfriamiento a una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/s o más desde la temperatura del laminado de acabado hasta 400°C y realizar el bobinado a 100°C o más a menos de 400°C;

en donde se obtiene la chapa de acero laminado en caliente que tiene una estructura según la reivindicación 1.

4. El método de fabricación de la chapa de acero laminado en caliente según la reivindicación 3, que comprende además:

realizar un tratamiento de galvanizado o un tratamiento de galvanizado y recocido después del bobinado.