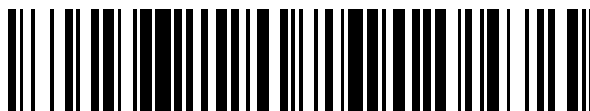


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 759 051**

51 Int. Cl.:

C22C 38/26	(2006.01)	C22C 38/16	(2006.01)
C22C 38/28	(2006.01)	C22C 38/20	(2006.01)
C22C 38/38	(2006.01)	B32B 15/01	(2006.01)
B32B 15/18	(2006.01)	B32B 15/04	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C21D 8/02	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	C21D 8/04	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	C23C 2/02	(2006.01)
C22C 38/08	(2006.01)	C23C 2/06	(2006.01)
C22C 38/12	(2006.01)	C21D 9/46	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)	C21D 1/20	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **16.05.2014 PCT/JP2014/063026**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **27.11.2014 WO14188966**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **16.05.2014 E 14801712 (2)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **30.10.2019 EP 3000905**

54 Título: **Chapa de acero laminada en caliente y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

21.05.2013 JP 2013107324

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

07.05.2020

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**SHUTO, HIROSHI;
AZUMA, MASAFUMI;
SAKAKIBARA, AKIFUMI;
KANZAWA, YUUKI y
KIMURA, KEN**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 759 051 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero laminada en caliente y método de fabricación de la misma

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente con una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o superior, de resistencia a la fatiga excelente y tenacidad a baja temperatura, y un método de fabricación de la misma. En particular, la presente invención se refiere a una chapa de acero laminada en caliente que resiste la utilización en un elemento en que se cargan repetidamente esfuerzos, e incluye la resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura que permite la utilización en una región criogénica, y un método de fabricación del mismo.

10 Antecedentes de la técnica

15 La reducción de peso del chasis de un vehículo ha progresado mediante la utilización de una chapa de acero de alta resistencia para suprimir la emisión de gas dióxido de carbono de un vehículo. Por otra parte, se ha utilizado gran cantidad de chapas de acero de alta resistencia con una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o superior para el chasis del vehículo además de una chapa de acero suave para garantizar la seguridad de los pasajeros. Además, resulta necesario potenciar un nivel de resistencia de uso de la chapa de acero de alta resistencia más que antes a fin de progresar adicionalmente en la reducción de peso de la carrocería del vehículo. La producción de una resistencia elevada en la chapa de acero generalmente se ve acompañada por el deterioro de las propiedades del material, tales como la tenacidad a baja temperatura y, por tanto, resulta importante en el desarrollo de la chapa de acero de alta resistencia cómo conseguir la producción de alta resistencia sin deteriorar las propiedades del material.

20 La resistencia a la fatiga de la chapa de acero es una propiedad requerida para importantes piezas relacionadas con la seguridad, empezando por las chapas de acero para las piezas de la parte inferior del chasis del vehículo. La reducción de peso de piezas no puede conseguirse si no se mejora la resistencia a la fatiga junto con la producción de alta resistencia de la chapa de acero. Por consiguiente, las propiedades de fatiga están definidas no sólo por la resistencia, sino también por un límite de fatiga por debajo del cual no ocurre la fractura por fatiga debida a una tensión inferior a dicho límite, y siendo una resistencia a la fatiga en vida finita una vida de fatiga en la que se soporta una determinada tensión o esfuerzo.

25 Por otra parte, existe un requisito de que, con la chapa de acero utilizada para la pieza tal como se ha indicado anteriormente, la pieza resulte difícil de fracturar, aunque reciba el impacto por colisión o similar tras la conformación de la chapa de acero en pieza y su unión al vehículo. Además, también existe un requisito de mejora de la tenacidad a baja temperatura a fin de garantizar la resistencia al impacto en una zona geográfica fría. Esta tenacidad a baja temperatura se define mediante $vTrs$ (temperatura de transición de aparición de fractura Charpy) o similar. Por tanto, resulta necesario considerar la resistencia al impacto misma de la chapa de acero. Además, se dificulta la deformación plástica de la chapa de acero debido a la producción de alta resistencia de la chapa de acero y, por tanto, crece la ansiedad por la fractura. Por consiguiente, se requiere tenacidad como propiedad importante.

30 Resulta eficaz refinar una estructura para mejorar las propiedades de fatiga. Por ejemplo, en la bibliografía de patente 1 y en la bibliografía de patente 2, se describe una chapa de acero laminada en caliente en la que el diámetro de grano medio de la ferrita se fija en 2 μm o menos y el equilibrio de resistencia-ductilidad y la proporción de límite de fatiga (resistencia a la fatiga/resistencia a la tracción (RT)) son buenos. Sin embargo, estas chapas de acero presentan una estructura cuya fase principal es la ferrita y resulta difícil garantizar una resistencia de 980 MPa o más.

35 Por otra parte, se producen grietas de fatiga a partir de un sitio próximo a una superficie y, por tanto, resulta particularmente importante refinar la estructura en proximidad a la superficie. Por ejemplo, en la bibliografía de patente, se describe una chapa de acero laminada en caliente en la que la fase principal de la misma es ferrita poligonal, el diámetro medio del grano cristalino de la ferrita poligonal decrece gradualmente desde el centro del grosor de la chapa hacia la capa superficial para ser una estructura inclinada del diámetro de grano cristalino. Esta chapa de acero laminada en caliente es una en la que la fracción de ferrita poligonal se refina gradualmente desde la parte central del grosor de la chapa hacia la parte de capa superficial del grosor de la chapa mediante la aplicación de plegado después del laminado en caliente.

40 Además, en la bibliografía de patente 4, se describe una chapa de acero laminada en caliente en la que la ferrita poligonal es una fase principal y se fija el diámetro de grano cristalino en la zona próxima a la capa superficial en 20% o menos del diámetro de grano en la parte central del grosor de la chapa. En esta chapa de acero laminada en caliente se lleva a cabo el laminado en una zona de ferrita; la capa superficial se transforma inversamente mediante un procedimiento de generación de calor durante el laminado en caliente a fin de refinar de esta manera la estructura en la capa superficial.

55 Dichas chapas de acero laminadas en caliente presentan propiedades de fatiga excelentes, aunque el método de fabricación de las mismas resulta complicado, las condiciones de fabricación preferentes son estrechas y, por tanto,

las reducciones de productividad y rendimiento resultan problemáticas. Por otra parte, la fase principal es de ferrita y, por tanto, resulta difícil garantizar una resistencia de 980 MPa o más.

5 Por otra parte, una estructura de martensita es extremadamente dura y, por tanto, en una chapa de acero con una resistencia elevada de clase 980 MPa o más, con frecuencia se utiliza la estructura de martensita como la fase principal o una segunda fase para el fortalecimiento. En la bibliografía de patente 5, se describe la mejora de las propiedades de fatiga mediante refinado del grado en una estructura en la que la estructura de martensita es la fase principal. Obsérvese que éste es un procedimiento en el campo de las tuberías de acero y es uno en el que se reduce el diámetro después de la producción de la tubería, y se fija el diámetro medio de bloque de la martensita en 10 3 µm o menos mediante temple después del calentamiento. Resulta necesario instalar un dispositivo de calentamiento y temple después de un laminado de acabo para aplicar un método similar a la chapa de acero laminada en caliente a fin de mejorar la resistencia a la fatiga y existe el problema de que resulta necesaria una gran inversión.

15 Por otra parte, por ejemplo, en la bibliografía de patente 6, se describe un método de fabricación en el que se ajusta una fase de martensita cuya relación de aspecto se ajusta para que sea una fase principal de la estructura de la chapa de acero, como método para mejorar la tenacidad de la chapa de acero.

20 En general, es conocido que la relación de aspecto de la martensita depende de la relación de aspecto del grano de austenita antes de la transformación. En la presente memoria, martensita de relación de aspecto elevada se refiere a la martensita transformada a partir de austenita no recristalizada (austenita que se extiende mediante laminado). Por otra parte, martensita de relación de aspecto pequeña se refiere a la martensita transformada a partir de austenita recristalizada.

25 Por tanto, resulta necesario que la chapa de acero según la bibliografía de patente 6 recristalice la austenita para reducir la relación de aspecto. Además, resulta necesario incrementar la temperatura del laminado final a fin de conseguir la recristalización de la austenita. Por consiguiente, existe una tendencia al crecimiento del diámetro de grano de la austenita, igualmente del diámetro de grano de la martensita. En general, es conocido que el refinado del grano resulta eficaz para mejorar la tenacidad. Por tanto, al reducir la relación de aspecto, resulta posible reducir un factor de deterioro de la tenacidad que resulta de la forma, aunque se ve acompañado del engrosamiento del diámetro de los granos cristalinos y, por tanto, existe un límite a la mejora de la tenacidad. Además, no hay mención de la resistencia a la fatiga, y resulta difícil afirmar que se ha garantizado suficiente resistencia a la fatiga.

Lista de citas

30 Bibliografía de patente

Bibliografía de patente 1: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º H11-92859.

Bibliografía de patente 2: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º H11-152544.

Bibliografía de patente 3: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º 2004-211199.

Bibliografía de patente 4: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º 2007-162076.

35 Bibliografía de patente 5: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º 2010-70789.

Bibliografía de patente 6: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º 2011-52321.

Bibliografía de patente 7: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º 2011-17044.

Bibliografía de patente 8: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º 2012-62561.

Bibliografía de patente 9: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º 2009-52106.

40 Bibliografía de patente: 10 publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º 2008-285748.

Bibliografía de patente 11: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º 2008-255484.

Bibliografía de patente 12: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública n.º 2005-200673.

Compendio de la invención

Problema técnico

45 La presente invención se llevó a cabo a partir de la consideración de los problemas anteriormente indicados, y un objeto de la misma es proporcionar una chapa de acero de laminado en caliente que presente una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, excelente resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura, y un método de fabricación de la misma.

Solución al problema

Los presentes inventores tuvieron éxito en la fabricación de una chapa de acero laminada en caliente con una resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura excelentes y presenta una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, mediante la optimización de la composición de la chapa de acero laminada en caliente y las condiciones de fabricación, y el control de la estructura de la chapa de acero laminada en caliente.

Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, resulta posible proporcionar una chapa de acero laminada en caliente con una resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura excelentes y con una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, y un método de fabricación de la misma.

10 Descripción de realizaciones

A continuación en la presente memoria, se describe en detalle el contenido de la presente invención.

Como consecuencia de investigación intensa de los presentes inventores o similares, se ha encontrado que puede conseguirse una resistencia elevada, de 980 MPa o más, y elevadas resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura mediante la formación de una estructura de la chapa de acero laminada en caliente en la que el diámetro medio de grano cristalino efectivo en una parte que es 1/4 del grosor de la chapa desde la superficie es de 10 μm o menos, el diámetro medio efectivo de grano cristalino en una parte que es un grosor de 50 μm desde la superficie es de 6 μm o menos, el contenido de martensita templada y bainita inferior es de 90% o más en volumen, la relación de aspecto media de la martensita templada y de la bainita inferior se fija en 2 o menos y el contenido de carburos a base de hierro existentes en la martensita templada y en la bainita inferior es de 1×10^6 (fragmentos/ mm^2).

En la presente memoria, un diámetro de grano cristalino efectivo es una zona circundada por un límite de grano con una desorientación de 15° o más, y que puede medirse mediante la utilización de EBSD o similar. Se proporciona posteriormente más información sobre el mismo.

[Microestructura de la chapa de hierro laminada en caliente]

En primer lugar, se describe una microestructura de la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención.

En la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención, una fase principal es de martensita templada y bainita inferior, y se fija la fracción de volumen total en 90% o más, y de esta manera, se consigue una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y una elevada resistencia a la fatiga. Por consiguiente, resulta necesario fijar que la fase principal sea de martensita templada y bainita inferior.

La martensita templada en la presente invención es una microestructura muy importante para que la chapa de acero laminada en caliente presente resistencia, resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura. La martensita templada es una agregación de granos cristalinos en forma de listón y contiene carburo a base de hierro cuyo eje principal se encuentra 5 nm o más en el interior de la misma. Además, el carburo a base de hierro pertenece a una pluralidad de variantes, es decir, una pluralidad de grupos carburo a base de hierro que se extienden en diferentes direcciones.

La estructura de la martensita templada puede obtenerse al reducir la velocidad de enfriamiento durante un tiempo de enfriamiento de un punto Ms (temperatura de inicio de transformación de la martensita) o menos, y templarla a una temperatura de 100 °C a 600 °C una vez se ha convertido en una estructura de martensita. En la presente invención, la precipitación se controla mediante un control de enfriamiento de 400 °C a la temperatura ambiente.

La bainita inferior también es la agregación de los granos cristalinos en forma de listón y contiene carburo a base de hierro cuyo eje principal está 5 nm o más dentro de la misma. Además, el carburo a base de hierro pertenece a una única variante, es decir, a un grupo de carburos a base de hierro que se extienden en la misma dirección. Puede distinguirse fácilmente la martensita templada y la bainita inferior mediante la observación de la dirección de extensión del carburo a base de hierro. En la presente memoria, grupo de carburos a base de hierro que se extienden en la misma dirección se refiere a aquellos cuya diferencia de dirección de extensión del grupo de carburo a base de hierro es inferior a 5°.

La bainita inferior se genera a una temperatura de 400 °C a aproximadamente el punto Ms, y existe el caso en que se genera en el punto Ms o menos en caso de conflicto con la martensita. En el caso de que la velocidad de enfriamiento hasta 400 °C o menos sea relativamente elevada, se forma la martensita; en el caso de que sea pequeña, se forma la bainita inferior.

Si la fracción en volumen de cualquiera de la martensita templada y la bainita inferior, o ambas, es inferior a 90%, no podrá conseguirse una resistencia de tracción máxima de 980 MPa o más, siendo un punto esencial de la presente invención, y tampoco podrá obtenerse una resistencia a la fatiga elevada, siendo el efecto de la presente invención. Por consiguiente, un límite inferior de dicha fracción es de 90%. Por otra parte, si la fracción en volumen se fija en

100%, se consigue resistencia, resistencia a la fatiga elevada y excelente tenacidad a baja temperatura, siendo los efectos de la presente invención. Obsérvese que la bainita inferior es deseablemente 5% o más, y más deseablemente 9%. Si se incrementa la fracción en volumen de bainita inferior, habrá una tendencia a que el diámetro medio efectivo del grano cristalino a 1/4 del grosor de la chapa se reduzca.

- 5 La estructura de la chapa de acero laminada en caliente puede contener uno, dos o más tipos en 10% o menos de la fracción total en volumen de ferrita, martensita recién formada, bainita superior, perlita, austenita retenida como otras estructuras.

En la presente memoria, se define martensita recién formada como la martensita que no contiene carburo. La martensita es de alta resistencia, aunque presenta una tenacidad a baja temperatura deteriorada y, por tanto, resulta necesario limitar la fracción en volumen a 10% o menos.

La austenita retenida se transforma en martensita recién formada al deformar plásticamente un material de acero durante un tiempo de conformado en prensa o al deformarse plásticamente una pieza de un vehículo durante una colisión, y por tanto, existe un efecto negativo similar al de la martensita recién formada indicada anteriormente. Por tanto, resulta necesario limitar la fracción en volumen a 10% o menos.

- 15 La bainita superior es una agregación de granos cristalinos en forma de listón y es una agregación de listones que contienen carburo entre listones. Los carburos contenidos entre listones se convierten en los puntos de partida de las fracturas y, por tanto, se reduce la tenacidad a baja temperatura. Por otra parte, la bainita superior se forma a una temperatura elevada en comparación con la bainita inferior y, por tanto, es de baja resistencia. Por consiguiente, al formarse bainita superior en exceso, resulta difícil garantizar la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y se reduce la resistencia a la fatiga. Esta tendencia se vuelve notable si la fracción en volumen de bainita superior excede 10% y, por tanto, resulta necesario limitar la fracción en volumen a 10% o menos.

La ferrita es un grano cristalino masivo y se refiere a una estructura que no contiene en su interior una subestructura tal como listones. La ferrita es la estructura más blanda y reduce la resistencia a la tracción y la resistencia a la fatiga y, por tanto, resulta necesario limitarla a 10% o menos para garantizar una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y una resistencia a la fatiga elevada. Por otra parte, la ferrita es extremadamente blanda en comparación con la martensita templada y la bainita inferior, o ambas, siendo la fase principal y, por tanto, las deformaciones se concentran en las interfaces de ambas estructuras y pueden ser fácilmente los puntos de partida de fractura. Tal como se ha indicado anteriormente, la ferrita reduce la tenacidad a baja temperatura. Esta tendencia se vuelve notable si la fracción en volumen excede 10% y, por tanto, resulta necesario limitar la fracción en volumen a 10% o menos.

La perlita también causa la reducción de la resistencia a la tracción y de la resistencia a la fatiga, y el deterioro de la tenacidad a baja temperatura al igual que la ferrita, y por tanto, resulta necesario limitar la fracción en volumen a 10% o menos.

- 35 La martensita templada, martensita recién formada, bainita superior, bainita inferior, ferrita, perlita, austenita y estructura restante que constituye la estructura de chapa de acero anteriormente indicada de la presente invención pueden producirse para identificar estas estructuras, verificar las posiciones existentes y medir las proporciones de superficies según métodos descritos posteriormente. Es decir, una sección transversal a la dirección de laminado o una sección transversal en dirección ortogonal a la dirección de laminado de una chapa de acero se corroe mediante la utilización de un reactivo de Nital y un reactivo descrito en la publicación de patente japonesa abierta al público n.º S59-219473, para la observación con microscopios electrónicos de barrido y de transmisión a una magnificación de 1000 a 100000 veces y, de esta manera, resulta posible identificar estas estructuras, verificar las posiciones existentes y medir las proporciones de superficies.

Por otra parte, también resulta posible distinguir la estructura a partir de un análisis de orientaciones cristalinas utilizando un método de análisis de las orientaciones cristalinas utilizando el método FESEM-EBSP [por sus siglas en inglés, difracción de retrodispersión electrónica (EBSP) acoplado a un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM)] y una medición de la dureza de una región minúscula, tal como la medición de la dureza micro-Vickers. Por ejemplo, tal como se ha indicado anteriormente, la martensita templada, la bainita superior y la bainita inferior presentan diferentes sitios de formación y relaciones de orientación de los cristales (direcciones de extensión) del carburo y, por tanto, el carburo a base de hierro en el grano cristalino en forma de listón se observa mediante la utilización del FE-SEM, se examina la dirección de extensión del mismo y, de esta manera, resulta posible distinguir fácilmente la bainita superior, la bainita inferior y la martensita templada.

En la presente invención, cada una de las fracciones en volumen de ferrita, perlita, bainita superior, bainita inferior, martensita templada y martensita recién formada se obtiene mediante la recogida de una muestra, utilizando una sección transversal del grosor de la chapa que es paralela a la dirección de laminado de la chapa de acero laminada en caliente a modo de superficie de observación, el pulido de la superficie de observación y el decapado con Nital. Se observa un intervalo entre 1/8 del grosor y 3/8 del grosor centrado en una posición a una profundidad de 1/4 del grosor de la chapa desde una superficie, utilizando el FE-SEM para medir la fracción de superficies, y el resultado se

utiliza como la fracción en volumen. Por otra parte, se miden 10 campos visuales a una magnificación de 5,000 veces y se fija el valor medio como la proporción de superficies.

5 La martensita recién formada y la austenita retenida no resultan suficientemente corroídas por el decapado con Nital y, por tanto, resulta posible distinguirlas claramente de las estructuras anteriormente indicadas (la ferrita, ferrita bainítica, bainita superior, bainita inferior y martensita templada) en la observación mediante FE-SEM. Por consiguiente, puede estimarse la fracción en volumen de martensita recién formada como la diferencia entre la fracción de superficies de una zona que no ha sido corroída observada mediante FE-SEM y la fracción de superficies de la austenita retenida medida con rayos X.

A continuación, se describe el diámetro de grano cristalino de la chapa de acero laminada en caliente.

10 Resulta necesario que el diámetro medio efectivo de grano cristalino en una parte que es 1/4 del grosor de la chapa desde una superficie de la chapa de acero laminada en caliente (en lo sucesivo en la presente memoria, esta parte se denomina "la parte de 1/4 del grosor de la chapa") se fije en 10 μm o menos y un diámetro medio efectivo de grano cristalino en un parte que es un intervalo hasta 50 μm de la superficie es de 6 μm o menos, para permitir la mejora de la resistencia a la fatiga. Esto sirve para suprimir la aparición de grietas de fatiga a partir de una capa superficial mediante el refinado especialmente del diámetro medio efectivo del grano cristalino en la capa superficial.

15 Los presentes inventores o similares han examinado la relación entre la resistencia a la fatiga y el diámetro medio efectivo de grano cristalino el parte de 1/4 del grosor de la chapa y en la parte del intervalo de 50 μm desde la superficie; resulta evidente que puede obtenerse la excelente resistencia a la fatiga cuando son de 10 μm o menos en la parte de 1/4 del grosor de la chapa y de 6 μm o menos en la parte del intervalo de 50 μm desde la superficie. El

20 diámetro medio efectivo de grano cristalino es deseablemente de 5 μm o menos en la parte del intervalo de 50 μm desde la superficie, y más deseablemente de 4 μm o menos en la parte del intervalo de 50 μm desde la superficie.

En la presente memoria, se describe un método de identificación del diámetro medio efectivo de grano cristalino. En la presente invención, el diámetro medio efectivo de grano cristalino se define mediante la utilización del método de EBSP-OIM (patrón de difracción de retrodispersión de electrones-microscopia de orientación de imagen). En el

25 método EBSP-OIM, un dispositivo y software permiten irradiar una muestra con un haz de electrones que se inclina mucho en el microscopio electrónico de barrido (SEM, por sus siglas en inglés); el patrón de Kikuchi formado por la retrodispersión se fotografía con una cámara de alta sensibilidad; la imagen es procesada por un ordenador para medir de esta manera la orientación de los cristales en un punto de irradiación dentro de un corto periodo de tiempo. De acuerdo con el método de EBSP-OIM, resulta posible analizar cuantitativamente una microestructura y una

30 orientación cristalina en una superficie de una muestra global. Por otra parte, una superficie de análisis del método de EBSP-OIM es una superficie que puede observarse mediante SEM, y resulta posible analizar a una resolución de 20 nm como mínimo de acuerdo con el método de EBSP-OIM, aunque depende de la resolución del SEM. En la presente invención, se define la desorientación de los granos cristalinos en 15°, siendo un valor umbral de un límite de grano de ángulo elevado que se reconoce generalmente como límite de grano cristalino; se visualiza un grano en

35 una imagen mapeada y se estima el diámetro medio efectivo de grano cristalino.

Al medir los diámetros medios efectivos de grano cristalino en la parte de 1/4 del grosor de la chapa y en la parte del intervalo de 50 μm desde la superficie, se miden 10 campos visuales centrados en cada posición a una magnificación de 1200 veces y se fija la media de los diámetros efectivos de grano cristalino como el diámetro medio efectivo de grano cristalino.

40 Además, el contenido de carburo a base de hierro en la estructura es de 1×10^6 (fragmentos/ mm^2) o más, tanto en la martensita templada como en la bainita inferior.

Un motivo para que el contenido de carburo a base de hierro sea de 1×10^6 (fragmentos/ mm^2) es incrementar la tenacidad a baja temperatura de la fase parental y obtener un equilibrio entre resistencia excelente y tenacidad a baja temperatura. Es decir, la martensita templada sin modificación presenta una excelente resistencia, pero

45 presenta una tenacidad insuficiente, y resulta necesaria una mejora de la misma. Por consiguiente, el carburo a base de hierro se precipita un número predeterminado o más de veces para mejorar de esta manera la tenacidad de la fase principal.

Los presentes inventores han examinado la relación entre la tenacidad a baja temperatura y la densidad en número del carburo a base de hierro. Se ha puesto de manifiesto que resulta posible garantizar una excelente tenacidad a

50 baja temperatura mediante la fijación de la densidad en número de los carburos a base de hierro en la martensita templada y la bainita inferior en 1×10^6 (fragmentos/ mm^2) o más. Por tanto, la densidad en número del carburo a base de hierro se fija en 1×10^6 (fragmentos/ mm^2) o más. Deseablemente es de 5×10^6 (fragmentos/ mm^2) o más y más deseablemente, de 1×10^7 (fragmentos/ mm^2) o más.

Por otra parte, el tamaño del carburo a base de hierro precipitado mediante un procedimiento de la presente invención es pequeño, tal como de 300 nm o menos, y la mayor parte precipita en los listones de martensita y bainita

55 y, por tanto, se estima que no se deteriora la tenacidad a baja temperatura.

Como método para medir la densidad en número del carburo a base de hierro, en primer lugar, se recoge una muestra utilizando la sección transversal del grosor de la chapa que es paralela a la dirección de laminada de la

5 chapa de acero laminada en caliente como superficie de observación. La superficie de observación de la muestra se pule, se decapa con Nital y se observa el intervalo entre 1/8 del grosor y 3/8 del grosor centrado en la posición a una profundidad de 1/4 del grosor desde la superficie de la chapa de acero, mediante FE-SEM, para medir de esta manera la densidad en número de carburo a base de hierro. Simultáneamente, se observan 10 campos visuales a la magnificación de 5000 veces para medir la densidad en número de carburo a base de hierro.

10 Por otra parte, resulta deseable que la relación de aspecto media de los granos cristalinos efectivos de la martensita templada y de la bainita inferior (en la presente memoria, se refiere a una zona circundada por un límite de grano de 15° o más) se fija en 2 o menos. El grano cristalino, que es plano en una dirección específica, presenta una anisotropía elevada, y con frecuencia las grietas se propagan a lo largo del límite de grano durante el ensayo de Charpy, reduciendo el valor de la tenacidad. Por consiguiente, resulta eficaz conseguir que los granos cristalinos efectivos sean granos equiaxiales en la máxima medida posible. En la presente invención, se observa la sección transversal a la dirección de laminado de la chapa de acero laminada en caliente, la proporción entre la longitud (L) en la dirección de laminado y la longitud (T) en la dirección del grosor de la chapa ($=L/T$), definida como relación de aspecto, y se fija un valor medio de la misma (es decir, la relación de aspecto media) en 2 o más.

15 [Composición química de la chapa de acero laminada en caliente]

A continuación, se describen los motivos que limitan la composición química de la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención. Obsérvese que “%” de un contenido es un % en masa.

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

20 El C es un elemento que contribuye a incrementar la resistencia y mejora la resistencia a la fatiga de un material base, aunque también es el elemento que genera el carburo a base de hierro, tal como la cementita (Fe_3C), que forma puntos de partida de grietas en un tiempo de expansión de orificio y deteriora la tenacidad a baja temperatura. Resulta imposible obtener un efecto de mejora de la resistencia debida a un fortalecimiento de la estructura por una fase generadora de transformación a baja temperatura cuando el contenido de C es inferior a 0,01%. Por otra parte, cuando el contenido de C es superior a 0,2%, se reduce la ductilidad de la chapa de acero, el carburo a base de hierro, tal como la cementita (Fe_3C) forma puntos de partida de grietas al incrementarse la aplicación de impactos y se deteriora la tenacidad a baja temperatura. Por consiguiente, el contenido de C se fija dentro del intervalo de 0,01% a 0,2%.

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

30 El Si es un elemento que contribuye a incrementar la resistencia del material base y puede utilizarse como material desoxidante del acero fundido y, por tanto, su contenido es del orden de 0,001% o más, según necesidad. Sin embargo, cuando el contenido excede de 2,5%, se satura la contribución de incremento de la resistencia; además, el Si acelera la formación de ferrita. En consecuencia, se vuelve difícil fijar la fracción en volumen de martensita templada o de bainita inferior, o del total de ambos, en 90% o más, y se deteriora la resistencia y la tenacidad a baja temperatura. Por consiguiente, el contenido de Si se fija en 2,5% o menos.

35 (Mn: 1 a 4,0%)

40 El contenido de Mn permite fijar la martensita templada o la bainita inferior, o ambos, como la fase principal en la estructura de la chapa de acero mediante endurecimiento por temple además del endurecimiento en solución sólida. En el caso de que el contenido de Mn sea superior a 4%, se vuelve difícil fijar la densidad de los carburos a base de hierro de la martensita templada o la bainita inferior, o ambas, en 1×10^6 (fragmentos/mm²) o más. Por otra parte, también se satura el efecto de endurecimiento por temple. De acuerdo con lo anterior, el contenido de Mn se fija en 4% o menos. Por otra parte, cuando el contenido de Mn es inferior a 1%, resulta difícil ejercer un efecto de supresión de la transformación de la ferrita y de transformación de la bainita durante el enfriamiento. Por consiguiente, el contenido de Mn es de 1% o más.

(Ti, Nb: 0,01 a 0,30% de uno de ellos o del total de ambos)

45 Ti o Nb o ambos son los elementos más importantes para conseguir tanto una excelente tenacidad a baja temperatura como una resistencia elevada, de 980 MPa o más. Estos nitruros de carburo, o cualquiera de ellos o ambos de Ti y Nb en solución sólida retrasan el crecimiento del grano durante el laminado en caliente y, de esta manera, resulta posible refinar el diámetro de grano de la chapa de acero laminada en caliente y contribuir a la mejora de la tenacidad a baja temperatura. Entre ellos, el Ti resulta especialmente importante debido a que contribuye a la mejora de la tenacidad a baja temperatura mediante el refinado del diámetro del grano cristalino en un tiempo de calentamiento de la chapa en forma de TiN además de la propiedad de crecimiento del grano debida a N en solución sólida. Resulta necesario que Ti o Ni, o ambos, se encuentren presentes en un contenido de 0,01% o más para que el diámetro medio efectivo de grano cristalino de la chapa de acero laminada en caliente sea de 10 μm o menos. Por otra parte, en el caso de que el contenido de Ti o Nb o el total de ambos exceda de 0,30%, la austenita resulta difícil de recristalizar a una temperatura de laminado normal; el grano se extiende en la dirección de laminado y, de esta manera, se deteriora la tenacidad. Por consiguiente, se fija el intervalo de contenido de Ti o Nb o el total de ambos en 0,01% a 0,30%. Un intervalo más deseable es 0,02% a 0,25%.

(P: 0,10% o menos)

5 P es un elemento contenido en el hierro fundido y es el elemento que se segrega en el límite de grano y reduce la tenacidad a baja temperatura de acuerdo con el incremento de su contenido. Por consiguiente, el contenido de P resulta deseablemente bajo y se fija en 0,10% o menos ya que, si su contenido es superior a 0,10%, afecta adversamente a la procesabilidad y soldabilidad. En particular, el contenido de P es deseablemente de 0,03% o menos al considerar la soldabilidad.

(S: 0,03% o menos)

10 El S es un elemento contenido en el hierro fundido y es el elemento que genera inclusiones, tal como de MnS, que no sólo produce grietas durante el laminado en caliente, sino que también deteriora la tenacidad a baja temperatura si el contenido del mismo es excesivamente alto. Por consiguiente, debe reducirse el contenido de S lo máximo posible, aunque 0,03% o menos es un intervalo permisible y, por tanto, se fija en 0,03% o menos. Obsérvese que el contenido de Si en el caso de que se requiere la propiedad de expansión de los orificios en cierta medida es deseablemente de 0,01% o menos, más deseablemente de 0,005% o menos.

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

15 El Al suprime la formación de cementita gruesa y mejora la tenacidad a baja temperatura. Por otra parte, también puede utilizarse como material desoxidante. Sin embargo, en caso de encontrarse un contenido excesivo, acelera la formación de ferrita y, por tanto, resulta difícil fijar la fracción en volumen de la martensita templada o de la bainita inferior, o del total de ambas, en 90% o más. Por tanto, se fija el contenido de Al en 2,0% o menos. El contenido de Al es deseablemente de 1,5% o menos. Resulta difícil fijar el contenido de Al en menos de 0,001% y, por tanto, se fija este valor como límite inferior.

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

25 El N mejora la dureza. Sin embargo, en caso de encontrarse un contenido excesivo, se reduce la resistencia a la fatiga, acompañada de un incremento de las inclusiones a base de nitrógeno, tales como TiN, AlN y similares, que son puntos de partida para las grietas por fatiga. Por consiguiente, resulta necesario fijar un contenido de N en 0,01% o menos. Por otra parte, no resulta económicamente deseable fijar el contenido de N en menos de 0,0005%. Por tanto, el contenido de N es de 0,0005% o más.

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

30 El O genera óxido y deteriora la formabilidad y, por tanto, resulta necesario suprimir el contenido del mismo. En particular, en el caso de que el O exceda de 0,01%, dicha tendencia se vuelve notable. Por consiguiente, resulta necesario fijar el contenido de O en 0,01% o menos. Por otra parte, no resulta económicamente deseable fijar el contenido de O en menos de 0,001% y, por tanto, el contenido de O es de 0,001% o más.

Anteriormente en la presente memoria se proporciona una composición química básica de la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención, aunque puede contener además composiciones tales como las indicadas posteriormente.

35 (Un, dos o más tipos seleccionados del grupo constituido de Cu, Ni, Mo, V y Cr)

40 Cu, Ni, Mo, V y Cr suprimen la transformación en ferrita durante el enfriamiento y pueden haber un contenido de uno, dos o más tipos seleccionados de dicho grupo debido a que la fase principal de la estructura de la chapa de acero laminada en caliente se fija para que sea martensita templada o bainita inferior, o ambas. Por el contrario, hay elementos que afectan a la mejora de la resistencia de la chapa de acero laminada en caliente mediante endurecimiento por precipitación o endurecimiento en solución sólida y, por tanto, puede haber un contenido de uno, dos o más tipos seleccionados de dicho grupo. Sin embargo, en el caso de que el contenido de cada uno de Cu, Ni, Mo, V y Cu sea inferior a 0,01%, no puede obtenerse un efecto suficiente. Por otra parte, en el caso de que el contenido de Cu sea superior a 2,0%, el contenido de Ni sea superior a 2,0%, el contenido de Mo sea superior a 1,0%, el contenido de V sea superior a 0,3% y el contenido de Cr sea superior a 2,0%, el efecto anteriormente indicado se satura y se reduce la eficiencia económica. Por consiguiente, en el caso de que el contenido de Cu, Ni, Mo, V y Cr sea según necesidad, resulta deseable que el contenido de Cu sea de 0,01% a 2,0%, que el contenido de Ni sea de 0,01% a 2,0%, que el contenido de Mo sea de 0,01% a 1,0%, que el contenido de V sea de 0,01% a 0,3% y que el contenido de Cr sea de 0,01% a 2,0%.

(Uno, dos o más tipos de seleccionados del grupo constituido por Mg, Ca y REM)

50 Mg, Ca y REM (por sus siglas en inglés, elemento tierra rara) son elementos que controlan los modos en que las inclusiones no metálicas son puntos de partida de fractura y una causa de deterioro de la procesabilidad y mejoran la procesabilidad. Por consiguiente, puede haber un contenido de uno, dos o más tipos seleccionados de dicho grupo. Se fija el contenido de cada uno de Mg, Ca y REM en 0,0005% o más debido a que el efecto se vuelve notable con 0,0005% o más. Por otra parte, los efectos anteriormente indicados se saturan y se reduce la eficiencia

económica en el caso de que el contenido de Mg sea superior a 0,01%, el contenido de Ca sea superior a 0,01% y el contenido de REM sea superior a 0,1%. Por consiguiente, resulta deseable que el contenido de Mg se fije en 0,0005% a 0,01%, que el contenido de Ca se fije en 0,0005% a 0,01% y que el contenido de REM se fije en 0,0005% a 0,1%.

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

El B contribuye a fijar la fase principal de la estructura de la chapa de acero en martensita templada o bainita inferior o ambas mediante el retraso de la transformación en ferrita. Además, B se segrega en el límite de grano al igual que el C, y mejora la tenacidad a baja temperatura mediante el incremento de la resistencia del límite de grano. Por tanto, Puede haber un contenido de B en la chapa de acero laminada en caliente. Sin embargo, este efecto se vuelve notable en el caso de que el contenido de B sea de 0,0002% o más y, por tanto, se fija un límite inferior del contenido de B en 0,0002% o más. Por otra parte, en el caso de que el contenido de B sea superior a 0,01%, no sólo se satura el efecto, sino que también se deteriora la eficiencia económica. Por consiguiente, el contenido de B es deseablemente de 0,0002% a 0,01%. Más deseablemente es de 0,0005% a 0,005%, y más deseablemente, de 0,0007% a 0,0030%.

15 Obsérvese que se verifica que los efectos de la presente invención no resultan perjudicados en el caso de un contenido de Zr, Sn, Co, Zn y W de 1% o menos como total respecto a los demás elementos. Entre estos elementos, existe la posibilidad con el Sn de que se produzca un defecto durante el laminado en caliente y, por tanto, el contenido de Sn es deseablemente de 0,05% o menos.

20 El resto es hierro e impurezas. Respecto a las impurezas, se ejemplifican las contenidas en la materia prima, tal como el mineral y la chatarra, y las contenidas durante el procedimiento de fabricación.

25 La chapa de acero laminada en caliente de la presente invención con la estructura y composición química indicadas anteriormente puede mejorar su resistencia a la corrosión con una capa galvanizada de inmersión en caliente, llevando a cabo un tratamiento de galvanizado de inmersión en caliente; adicionalmente, una capa galvanizada de aleación, llevando a cabo un tratamiento de aleación después del chapado en una superficie de la chapa de acero laminada en caliente indicada anteriormente en la presente memoria. Por otra parte, la capa de chapado no se encuentra limitada a cinc puro y puede contener elementos tales como Si, Mg, Zn, Al, Fe, Mn, Ca y Zr para mejorar adicionalmente la resistencia a la corrosión. La capa de chapado tal como se ha indicado anteriormente no perjudica la excelente resistencia a la fatiga y la tenacidad a baja temperatura de la presente invención.

30 Por otra parte, los efectos de la presente invención pueden obtenerse en el caso de que cualquiera de las capas se trate en superficie mediante formación de una capa orgánica, laminado de película, tratamiento de sales orgánicas/sales inorgánicas, tratamiento no de cromo y similares.

[Método de fabricación de chapa de acero laminada en caliente]

A continuación, se describe un método de fabricación de la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención.

35 La fracción en volumen de martensita templada o bainita inferior, o del total de ambas, se fija en 90% o más, el diámetro efectivo medio de grano cristalino en la parte de 1/4 del grosor de la chapa se fija en 10 µm o menos y el diámetro efectivo medio del grano cristalino en la parte del intervalo de 50 µm desde la superficie se fija en 6 µm o menos para proporcionar una resistencia a la fatiga excelente y tenacidad a baja temperatura. Resulta deseable que la martensita templada o la bainita inferior o ambas contengan el carburo a base de hierro en una cantidad de 1×10^6 (fragmentos/mm²) y la relación de aspecto media de los granos de cristal efectivos de la martensita templada o de la bainita inferior o de ambos se fija en dos o menos. Posteriormente se proporcionan información sobre el método de fabricación para satisfacer simultáneamente lo anteriormente expuesto.

45 El método de fabricación que precede al laminado en caliente no se encuentra particularmente limitado. Es decir, la composición se ajusta para que sea la composición anteriormente indicada mediante diversos refinados secundarios posteriores al fundido en un horno vertical, un horno eléctrico o similar, y a continuación, puede moldearse mediante un método tal como un moldeo continuo normal, un moldeo mediante el método de lingotes y el moldeo de planchón delgado.

50 En el caso de la colada continua, el laminado en caliente puede llevarse a cabo después de haberse enfriado hasta una temperatura baja, después se calienta nuevamente o el lingote puede laminarse en caliente sin enfriamiento hasta la temperatura ambiente. Por otra parte, el planchón de la colada puede laminarse en caliente en continuo. Puede utilizarse chatarra como materia prima con la condición de que pueda controlarse la composición dentro de un intervalo de la presente invención.

La chapa de acero laminada en caliente de resistencia a la fatiga excelente y tenacidad a baja temperatura de la presente invención puede obtenerse en el caso de que se satisfagan las condiciones esenciales siguientes.

En el caso de que se fabrique la chapa de acero laminada en caliente después de fundirla en una composición predeterminada de chapa de acero, el planchón de colada se calienta, directamente o tras un enfriado, a 1200 °C o más. En una etapa final del laminado final, en el que se fija el diámetro del rodillo del tren de laminado en R/mm y se fija una tasa de reducción en r%, se completa el laminado en caliente bajo condiciones que satisfagan $R/(100-r) \geq 8$ y a 900 °C o más. Se enfría a una velocidad de enfriamiento media de 60 °C/s o más desde la temperatura de laminado final hasta 700 °C; se enfría a la velocidad de enfriamiento media de 50 °C/s o más de 700 °C a 400 °C y se enfría a una velocidad de enfriamiento media de 50 °C/s de 400 °C a la temperatura ambiente. De esta manera, resulta posible fabricar la chapa de acero laminada en caliente de excelente resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura y con una resistencia a la tracción de 980 MPa o más.

Resulta necesario fijar la temperatura de calentamiento del planchón durante el laminado en caliente en 1200 °C o más. En la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención, se suprime el engrosamiento de los granos de austenita mediante la utilización de Ti o Nb en solución sólida, o ambos y, por tanto, resulta necesario fundir nuevamente el NbC o TiC, o ambos, los cuales se precipitan en el momento del moldeo. En el caso de que la temperatura de calentamiento del planchón sea inferior a 1200 °C, los carburos de Nb o Ti, o ambos, los cuales se precipitan durante el moldeo. En el caso de que la temperatura de calentamiento del planchón sea inferior a 1200 °C, los carburos de Nb o Ti, o ambos, requieren un tiempo prolongado para fundirse y, por tanto, no ocurre el refinado posterior del diámetro del grano cristalino ni el efecto de mejora de la tenacidad a baja temperatura debido a lo anterior. Por consiguiente, resulta necesario fijar la temperatura de calentamiento del planchón en 1200 °C o más. Por otra parte, el límite superior de la temperatura de calentamiento del planchón no se encuentra particularmente limitada y se ejerce el efecto de la presente invención, aunque no resulta económicamente preferente fijar la temperatura de calentamiento en un valor excesivamente elevado. Por tanto, el límite superior de la temperatura de calentamiento del planchón deseablemente se fija en un valor inferior a 1300 °C.

En la etapa final del laminado final, al fijar el diámetro del rodillo del tren de laminado en R/mm y fijar la tasa de reducción en r%, resulta necesario satisfacer la condición $R/(100-r) \geq 8$. Los inventores han realizado estudios intensamente y han encontrado que, en el caso de que se satisfaga la condición $R/(100-r) \geq 8$, resulta posible fabricar una chapa de acero laminada en caliente con una elevada resistencia a la fatiga debido a que el diámetro efectivo medio del grano cristalino en la parte del intervalo de 50 µm desde la superficie es de 6 µm o menos. Las causas de lo anterior no son seguras, aunque puede estimarse que el valor de $R/(100-r)$ se fija en un valor grande, se incrementan los esfuerzos de cizalla aplicados sobre la capa superficial de la chapa de acero laminada en caliente en la etapa final del laminado final y, de esta manera, la parte en donde se concentra la deformación se convierte en un sitio de nucleación de ferrita en el periodo de transformación posterior al laminado y se refina la estructura de la capa superficial. En el caso de que la condición se fije en $R/(100-r) \geq 9,2$, el diámetro efectivo medio del grano cristalino en la parte del intervalo de 50 µm desde la superficie es de 5 µm o menos; además, en el caso de que la condición se fije en $R/(100-r) \geq 10,3$, puede obtenerse una estructura con un diámetro efectivo medio del grano cristalino en la parte del intervalo de 50 µm desde la superficie en 4 µm o menos.

Resulta necesario fijar la temperatura del laminado final en 900 °C o más. La chapa de acero laminada en caliente de la presente invención contiene una gran cantidad de Ti o Nb, o de ambos, para refinar el diámetro de grano de la austenita. En consecuencia, la austenita resulta difícil de recrystalizar, se vuelve un grano que se extiende en la dirección de laminado, provocando el deterioro de la tenacidad resultante del laminado final en una región de temperatura inferior a 900 °C. Obsérvese que el límite superior de la temperatura del laminado final es deseablemente 1040 °C.

Resulta necesario enfriar a la tasa de enfriamiento media de 60 °C/s o más desde la temperatura de laminado final hasta 700 °C. En el caso de que la tasa de enfriamiento media sea inferior a 60 °C/s, la recrystalización ocurre en exceso en la capa superficial después del laminado y el diámetro efectivo medio del grano cristalino en la parte del intervalo de 50 µm desde la superficie excede de 6 µm. Lo anterior se debe a que, en el caso de que el valor de $R/(100-r)$ sea grande, se aplica un gran esfuerzo de deformación sobre la capa superficial y se produce recrystalización inducida por la deformación.

Tal como se ha indicado anteriormente, en la etapa final del laminado final, se finaliza el laminado en caliente bajo la condición en que se satisface $R/(100-r) \geq 8$ y a 900 °C o más en el caso de que el diámetro del rodillo del tren de laminado se fija en R/mm y la tasa de reducción se fija en r%. De esta manera, resulta posible el control para que el diámetro efectivo medio del grano cristalino sea de 10 µm o menos en la parte de 1/4 del grosor de la chapa y de 6 µm o menos en la parte del intervalo de 50 µm desde la superficie. De esta manera, se mejora la resistencia a la fatiga y la tenacidad a baja temperatura. Obsérvese que la fracción en volumen de martensita templada o de bainita inferior, o de ambas, es de 90% o más y, por tanto, la mayor parte del diámetro efectivo medio del grano cristalizado está constituida de los cristales de dichas estructuras.

Se enfría a la velocidad de enfriamiento media de 50 °C/s o más desde 700 °C, a continuación, hasta 400 °C.

En el caso de que la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de laminado final hasta 400 °C sea inferior a 50 °C/s, se genera ferrita durante el enfriamiento y resulta difícil fijar la fracción en volumen de martensita templada o bainita inferior, o del total de ambas, como fase principal en 90% o más. Por tanto, la velocidad de enfriamiento media se fija en 50 °C/s o más de 700 °C a 400 °C. Obsérvese que, en el caso de que no se forme ferrita durante el

procedimiento de enfriamiento, puede llevarse a cabo el enfriamiento con aire en una región de temperatura durante el procedimiento.

5 Obsérvese que la velocidad de enfriamiento desde un punto Bs hasta la temperatura más baja de formación de bainita preferentemente se fija en 50 °C/s o más. Esto está destinado a evitar la generación de la bainita superior. En el caso de que la velocidad de enfriamiento desde el punto Bs hasta la temperatura más baja de formación de bainita sea inferior a 50 °C/s, se forma la bainita superior y puede ocurrir que se genere martensita de formación reciente (martensita con una densidad de dislocación elevada) entre listones de bainita, o que exista austenita retenida (se convierte en martensita de densidad de dislocación elevada durante el procedimiento). Por consiguiente, se deteriora la endurecibilidad por coacción y la tenacidad a baja temperatura. Obsérvese que el punto Bs es una temperatura de inicio de generación de la bainita superior y se está determinada por la composición, aunque en la presente memoria se fija convenientemente en 550 °C. Por otra parte, la temperatura de generación de bainita inferior también está determinada por la composición, aunque se fija convenientemente en 400 °C. La velocidad de enfriamiento se fija en 50 °C/s o más desde la temperatura de laminado final a 400 °C, especialmente de 550 °C a 400 °C. La velocidad de enfriamiento media se fija en 50 °C/s o más desde la temperatura de laminado final a 400 °C.

10 Obsérvese que el enfriamiento a la velocidad de enfriamiento media de 50 °C/s o más desde la temperatura de laminado final hasta 400 °C (60 °C/s o más a 700 °C o más) se refiere a que la condición que fija la velocidad de enfriamiento media desde la temperatura de laminado final hasta 550 °C en un valor inferior a 50 °C/s se encuentra incluida. Sin embargo, puede ocurrir que la bainita inferior se genere fácilmente bajo dicha condición y puede ocurrir que se genere parcialmente 10% o más de fracción en volumen de bainita superior. Por tanto, resulta deseable que la velocidad de enfriamiento de 550 °C a 400 °C se fije en 50 °C/s o más.

15 Resulta necesario fijar la velocidad de enfriamiento media de 400 °C hasta la temperatura ambiente en un valor inferior a 50 °C/s. Esto permite que la estructura en la que la martensita templada o la bainita inferior, o ambas, se fijen como la fase principal, y la densidad en número de carburos a base de hierro se encuentre comprendida en el intervalo anteriormente indicado. En el caso de que la velocidad de enfriamiento media sea de 50 °C/s o más, los carburos a base de hierro no pueden fijarse en el intervalo anteriormente indicado y no puede obtenerse una resistencia a la fatiga y tenacidad elevadas. Por consiguiente, resulta necesario fijar la velocidad de enfriamiento media en un valor inferior a 50 °C/s.

20 En la presente memoria, "el enfriamiento a una velocidad de enfriamiento media inferior a 50 °C/s desde 400 °C hasta la temperatura ambiente" no se refiere únicamente a enfriar, sino también a un mantenimiento isotérmico, es decir, se encuentra incluido el bobinado hasta una temperatura inferior a 400 °C. Además, un objetivo es el control de la velocidad de enfriamiento en esta región de temperatura, que está destinado a controlar la densidad de dislocación y la densidad en número de carburos a base de hierro en la estructura de la chapa de acero laminada en caliente y, por tanto, resulta posible obtener la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, una resistencia a la fatiga elevada y una tenacidad elevada, siendo los efectos de la presente invención, incluso aunque se enfríe una vez hasta la temperatura de inicio de transformación de martensita (punto Ms) o menos, y después se incremente la temperatura mediante recalentamiento.

25 Resulta necesario que la temperatura de bobinado sea inferior a 400 °C. En el caso de que la temperatura de bobinado sea de 400 °C o más, se forma ferrita o bainita superior, o ambas, después del bobinado y se vuelve difícil fijar la fracción en volumen de la martensita templada o la bainita inferior, o ambas, siendo la fase principal, de 90% o más. Por consiguiente, se fija la temperatura de bobinado en un valor inferior a 400 °C.

30 En general, resulta necesario suprimir la transformación en ferrita a fin de obtener martensita, y resulta necesario un enfriamiento a 50 °C/s o más. Además, la región de temperatura es un tránsito desde una región de temperaturas que resulta difícil de enfriar, cuyo coeficiente de transferencia de calor en la denominada región de ebullición de película, es relativamente bajo a una temperatura baja hasta una región de temperaturas que resulta fácil de enfriar, cuyo coeficiente de transferencia de calor en la denominada región de temperatura de ebullición de nucleación, es grande. Por consiguiente, en el caso de que la región de temperaturas inferiores a 400 °C se fije como temperatura de parada de enfriamiento, resultará fácil variar la temperatura de bobinado y la calidad del material variará según la variación de la temperatura de bobinado. Por consiguiente, con frecuencia ocurre que la temperatura de bobinado normal se fije en un valor superior a 400 °C o se realice el bobinado a la temperatura ambiente.

35 En consecuencia, se estima que resulta convencionalmente difícil conseguir simultáneamente la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, excelente resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura mediante bobinado a una temperatura entre 400 °C y la temperatura ambiente, y reduciendo la velocidad de enfriamiento como la presente invención.

40 Obsérvese que resulta deseable llevar a cabo un laminado de acabado de chapa fina a una tasa de reducción de 0,1% a 2% después de completar todos los procedimientos, destinado a permitir la corrección de la forma de la chapa de acero laminada en caliente y la mejora de la ductilidad mediante la introducción de dislocaciones móviles. Por otra parte, puede llevarse a cabo el decapado con ácido de la chapa de acero laminada en caliente obtenida, según necesidad, después de completar todos los procedimientos, destinada a eliminar las escamas unidas a la

superficie de la chapa de acero laminada en caliente obtenida. Además, puede llevarse a cabo un laminado de acabado o laminado en frío en línea o fuera de línea a una tasa de reducción de 10% o menos de la chapa de acero laminada en caliente obtenida después del decapado con ácido.

5 La chapa de acero laminada en caliente de la presente invención se fabrica pasando por moldeo continuo, desbastado, laminado final o decapado con ácido, siendo el procedimiento de laminado en caliente normal. Obsérvese que resulta posible conseguir la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y excelente resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura, siendo los efectos de la presente invención, aunque se fabrique excluyendo una parte del procedimiento.

10 Por otra parte, resulta posible conseguir la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más y una elevada resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura, siendo los efectos de la presente invención, aunque el tratamiento térmico se lleve a cabo en línea o fuera de línea dentro de un intervalo de temperaturas de 100 °C a 600 °C después de la fabricación de la chapa de acero laminada en caliente con el objetivo de precipitar el carburo.

15 La chapa de acero con la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más según la presente invención indica una chapa de acero con una temperatura de transición aparente de fractura (vTrs) del ensayo Charpy llevado a cabo según la norma n.º JIS Z 2242 es de -40 °C o menos.

En la presente invención, la chapa de acero laminada en caliente objetivo se utiliza principalmente para vehículos y, pro tanto, con frecuencia el grosor de la chapa es de aproximadamente 3 mm. Por tanto, la superficie de la chapa de acero laminada en caliente se pule y la chapa de acero laminada en caliente se procesa para que sea una probeta subdimensionada de 2,5 mm para realizar el ensayo.

20 Ejemplos

Se citan ejemplos de la presente invención para describir el contenido técnico de la presente invención. Obsérvese que una condición en los presentes ejemplos es un ejemplo condicional que se aplica para verificar la posibilidad de formas de realización y efectos de la presente invención, y la presente invención no se encuentra limitada a este ejemplo condicional. La invención puede aplicar diversas condiciones con la condición de que se alcance el objetivo de la presente invención sin apartarse del espíritu o características esenciales de la misma.

Se describen los resultados de estudios realizados utilizando aceros con las composiciones ilustradas en la Tabla 1. Los aceros de A P ilustrados en la Tabla 1 son ejemplos que satisfacen la condición de la composición de la presente invención, y los aceros de "a" a "j" son ejemplos que no satisfacen la condición de la composición de la presente invención. Obsérvese que se utilizan específicamente La y Ce como REM.

30 Después del moldeo de dichos aceros, se calentaron sin modificación o se calentaron nuevamente después de enfriarlos hasta la temperatura ambiente hasta encontrarse en un intervalo de temperaturas de 1170 °C a 12950 °C, y después se llevó a cabo el laminado en caliente bajo cada una de las condiciones en las Tablas 2-1 y 2-2; se les aplicó el laminado final a 889 °C a 1095 °C, se llevó a cabo el enfriamiento y bobinado baja cada una de las condiciones ilustradas en las Tablas 2-1 y 2-2 para producir las chapas de acero laminada en caliente con un grosor de la chapa de 3,4 mm. Después, se llevó a cabo el decapado con ácido y después se llevó a cabo el laminado de acabado a 0,5%.

40 En las Tablas 2-1 y 2-2, la "R" se refiere al diámetro del rodillo del tren de laminado (mm) en la etapa final del laminado final y la "r" indica la tasa de reducción (%) en la etapa final del laminado final. El subrayado se refiere a que está fuera del intervalo de la presente invención. Obsérvese que los aceros en las Tablas 2-1 y 2-2 están representados mediante el suministro de los números de serie para los aceros utilizados en la Tabla 1.

Se recortaron diversas probetas a partir de la chapa de acero laminada en caliente obtenida y se llevó a cabo un ensayo del material, una observación de la estructura, y similares. Como ensayo de tracción, se recortó una probeta según JIS n.º 5 en dirección vertical respecto a la dirección de laminado y el ensayo se llevó a cabo basándose en la norma n.º JIS Z 2242.

45 Se evaluó la resistencia a la fatiga mediante la utilización de la resistencia a la fatiga de diez millones de ciclos observada mediante ensayo de fatiga de flexión de probeta plana realizado según la norma n.º JIS Z 2275.

Se llevó a cabo el ensayo Charpy según la norma n.º JIS Z 2242 y se midió la temperatura de transición de aparición de fractura. El grosor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente de la presente invención era inferior a 10 mm y, por tanto, se pulieron las caras frontal y trasera de la chapa de acero laminada en caliente obtenida para fijar el grosor en 2,5 mm y después se llevó a cabo el ensayo Charpy.

55 Una parte de las chapas de acero laminadas en caliente se calentó a 660 °C a 720 °C; se llevó a cabo el tratamiento de galvanizado por inmersión en caliente o un tratamiento térmico de aleación a una temperatura de 540 °C a 580 °C después de realizar el tratamiento de chapado para producir una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente (GI) o una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de aleación (GA), y después, se llevó a cabo el ensayo del material.

La observación de la microestructura se llevó a cabo según el método anteriormente indicado y después se midió la fracción en volumen de cada estructura, la densidad en número de carburos a base de hierro, el diámetro efectivo del grano cristalino y la relación de aspecto media.

5 Los resultados se ilustran en las Tablas 3-1 a 3-3. En las Tablas 3-1 a 3-3, el subrayado se refiere a que se encuentran fuera del alcance de la presente invención. Por otra parte, "HR" significa chapa de acero laminada en caliente, "GI" significa chapa de acero galvanizada de inmersión en caliente; "GA" significa chapa de acero chapada en la que se ha llevado a cabo el galvanizado de inmersión en caliente de aleación en la chapa de acero laminada en caliente.

10 Sólo las que satisfacían la condición de la presente invención presentaban la resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, y una resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura elevadas.

15 Por otra parte, en cada uno de los aceros B-10, G-3 y K-4, la temperatura de calentamiento del planchón era inferior a 1200 °C y los carburos a base de hierro de Ti o Nb, o ambos, que precipitaban durante el moldeo resultaban difíciles de resolver. Por consiguiente, el diámetro efectivo de grano cristalino no pudo fijarse dentro del intervalo de la presente invención, aunque las demás condiciones del laminado en caliente sí se fijaron dentro del intervalo de la presente invención, deteriorándose la tenacidad a baja temperatura.

20 En cada uno de los aceros A-8, C-4, F-3, K-5 y O-2, al fijar el diámetro de rodillo del tren de laminado en R/mm y fijar la tasa de reducción en r%, la expresión $R/(100-r)$ resultó ser inferior a ocho en la etapa final del laminado final; no se aplicó suficiente tensión a la capa superficial de la chapa de acero laminada en caliente y, por tanto, el diámetro efectivo medio de grano cristalino en la parte del intervalo de 50 µm desde la superficie se engrosó, deteriorándose la resistencia a la fatiga.

En cada uno de los aceros A-9, B-11, G-4 y K-6, la temperatura del laminado final era excesivamente baja para el laminado de la región de austenita no recristalizada y, por tanto, el grano se extendía en la dirección de laminado. Por consiguiente, la relación de aspecto media era elevada y se deterioró la tenacidad a baja temperatura.

25 En cada uno de los aceros A-10, D-3, H-3, K-7, N-2 y O-3, la velocidad de enfriamiento desde la temperatura del laminado final hasta 700 °C era inferior a 60 °C/s; los granos cristalinos próximos a la capa superficial se recristalizaron durante el enfriamiento, creció el diámetro efectivo medio del grano cristalino y, por tanto, se deterioró la resistencia a la fatiga.

30 En cada uno de los aceros A-11, A-13, D-4, H-4, K-8 y K-10, la velocidad de enfriamiento de 700 °C a 400 °C era inferior a 50 °C/s y se formó ferrita o bainita superior durante el enfriamiento. Por tanto, la resistencia a la tracción y la resistencia a la fatiga resultaron difíciles de conseguir, y se deterioró la tenacidad a baja temperatura debido a que los límites entre la ferrita y la martensita se convirtieron en los puntos de partida de fractura.

En cada uno de los aceros A-12, B-12, I-2 y K-9, la velocidad de enfriamiento de 400 °C hasta la temperatura ambiente era de 50 °C/s o más; la cantidad de precipitación de carburos era insuficiente y, por tanto, se deterioró la tenacidad a baja temperatura.

35 En cada uno de los aceros A-13, D-4 y K-10, la temperatura de bobinado era de 400 °C o más y la cantidad de ferrita o la estructura de bainita superior se incrementó en la estructura de la chapa de acero. Por consiguiente, resultó difícil conseguir resistencia a la tracción y resistencia a la fatiga. Además, los carburos a base de hierro gruesos precipitados entre los listones existentes en la estructura de bainita superior se convirtieron en los puntos de partida de fractura y, por tanto, se deterioró la tenacidad a baja temperatura.

40 Por otra parte, tal como puede observarse a partir de cada uno de los aceros A-4, B-2, 9, C-2, 3, K-3, L-7 y M-1, pudo conseguirse la calidad del material de la presente invención, incluso en el caso de que se llevase a cabo el tratamiento de galvanizado por inmersión en caliente o el tratamiento de galvanizado de inmersión en caliente de aleación.

45 Por otra parte, en cada uno de los aceros a1 a j1 en los que la composición de la chapa de acero no satisfacía el intervalo de la presente invención, no pudo conseguirse la resistencia a la tracción de 980 MPa o más, la resistencia a la fatiga excelente y la tenacidad a baja temperatura definidas en la presente invención.

Obsérvese que al intentar fabricar una muestra bajo las mismas condiciones que el acero A-1, excepto en que el contenido de O excedía de 0,01% en masa, se produjo un problema de procesabilidad y se verificó que no podía tratarse como producto.

50

[Tabla 1]

(COMPOSICIÓN QUÍMICA: % EN MASA)														OBSERV.
ACERO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	Ti+Nb	OTROS	LA CONDICIÓN DE COMPOSICIÓN SE CUMPLE	
A	0.064	1.28	2.03	0.008	0.0042	0.034	0.0035	0.0031	0.210	0.000	0.210	-		
B	0.071	1.00	2.13	0.013	0.0030	0.027	0.0031	0.0022	0.000	0.060	0.060	-		
C	0.052	0.51	2.40	0.015	0.0034	0.022	0.0028	0.0027	0.106	0.022	0.128	Cu=0.24		
D	0.081	1.87	1.84	0.007	0.0041	0.038	0.0021	0.0036	0.057	0.017	0.074	Ni=0.14		
E	0.076	1.11	1.13	0.014	0.0025	0.030	0.0042	0.0037	0.154	0.030	0.184	Mo=0.50		
F	0.057	1.02	3.70	0.040	0.0049	0.025	0.0044	0.0031	0.039	0.016	0.055	V=0.13		
G	0.065	0.96	2.18	0.087	0.0021	0.040	0.0042	0.0024	0.021	0.012	0.033	Cr=0.67		
H	0.059	1.20	2.41	0.031	0.0131	0.021	0.0030	0.0020	0.105	0.000	0.105	Mg=0.005		
I	0.082	0.85	2.67	0.024	0.0044	1.310	0.0040	0.0015	0.042	0.029	0.071	Ca=0.003		
J	0.067	1.14	2.34	0.007	0.0029	0.034	0.0076	0.0031	0.109	0.015	0.124	REM=0.042		
K	0.107	0.95	1.87	0.021	0.0045	0.028	0.0036	0.0027	0.164	0.000	0.164	-		
L	0.110	1.65	1.74	0.013	0.0025	0.027	0.0024	0.0040	0.000	0.041	0.041	B=0.005		
M	0.097	1.32	3.11	0.011	0.0032	0.025	0.0041	0.0026	0.102	0.024	0.126	-		
N	0.105	0.33	1.35	0.013	0.0032	0.036	0.0028	0.0033	0.041	0.011	0.052	Cu=0.11, Cr=0.20		
O	0.189	1.53	2.51	0.022	0.0029	0.032	0.0036	0.0032	0.210	0.000	0.210	-		
P	0.197	1.23	2.16	0.034	0.0020	1.168	0.0032	0.0019	0.064	0.006	0.070	-		
a	0.005	1.26	2.18	0.024	0.0042	0.034	0.0031	0.0028	0.012	0.030	0.042	-		
b	0.342	1.16	1.97	0.014	0.0032	0.027	0.0034	0.0021	0.132	0.000	0.132	-		
c	0.067	3.18	2.23	0.021	0.0029	0.029	0.0023	0.0016	0.086	0.012	0.098	-		
d	0.067	1.37	4.81	0.026	0.0021	0.038	0.0034	0.0020	0.127	0.016	0.143	-		
e	0.052	1.25	2.64	0.116	0.0033	0.016	0.0028	0.0042	0.025	0.016	0.041	-		
f	0.065	0.73	1.89	0.018	0.0510	0.013	0.0031	0.0020	0.099	0.013	0.112	-		
g	0.059	1.46	2.28	0.011	0.0032	2.688	0.0020	0.0021	0.088	0.020	0.108	-		
h	0.085	1.35	2.51	0.018	0.0024	0.031	0.0176	0.0030	0.103	0.019	0.122	-		
i	0.066	1.33	2.51	0.034	0.0022	0.025	0.0036	0.0034	0.000	0.000	0.000	-		
j	0.050	1.26	2.22	0.017	0.0044	0.014	0.0025	0.0034	0.308	0.035	0.343	-		

[TABLA 2-1]

ACERO	TEMP. CALENT. PLANCHÓN (°C)	R/(100-r)	TEMP. LAMINADO FINAL (°C)	VEL. ENFIRAM. ENTRE FINAL Y 700°C (°C/s)	VEL. ENFIRAM. ENTRE 700°C Y 400°C (°C/s)	VEL. ENFIRAM. ENTRE 400°C Y TEMP. AMB. (°C/s)	TEMP. DE BOBINADO (°C)	OBSERVACIONES
A-1	1267	8.9	1034	75	64	34	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
A-2	1289	9.1	1016	70	68	33	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
A-3	1217	8.8	1027	80	61	29	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
A-4	1253	10.5	1028	74	66	37	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
A-5	1246	8.1	1025	88	70	31	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
A-6	1246	9.0	1005	79	62	27	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
A-7	1260	8.8	957	75	68	28	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
A-8	1255	7.8	1019	71	75	30	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
A-9	1270	9.1	992	73	66	34	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
A-10	1254	8.8	1014	53	71	24	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
A-11	1247	8.7	1027	65	42	35	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
A-12	1243	9.1	1024	73	65	53	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
A-13	1262	8.8	1016	67	10	<0.1	429	EJEMPLO COMPARATIVO
B-1	1247	9.1	1025	79	75	36	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
B-2	1244	8.7	1023	101	69	37	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
B-3	1253	8.7	1013	61	69	30	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
B-4	1267	8.9	1018	73	94	35	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
B-5	1256	9.0	1024	69	52	34	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
B-6	1237	8.7	1019	74	63	10	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
B-7	1240	8.9	1024	79	68	47	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
B-8	1254	8.9	1023	72	61	<0.1	284	EJEMPLO
B-9	1261	9.0	1017	74	95	<0.1	152	EJEMPLO
B-10	1189	9.0	1024	75	62	31	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
B-11	1259	8.9	999	68	74	29	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
B-12	1250	8.9	1025	73	64	65	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
C-1	1241	8.8	1005	70	67	30	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
C-2	1256	9.4	996	67	70	29	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
C-3	1270	10.5	1004	79	67	36	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
C-4	1267	7.2	1010	73	61	36	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
D-1	1271	9.0	996	74	71	33	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
D-2	1272	10.6	975	80	65	33	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
D-3	1252	8.7	990	51	68	36	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
D-4	1270	8.9	982	70	10	<0.1	593	EJEMPLO COMPARATIVO
E-1	1269	8.9	1024	80	62	30	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
E-2	1269	9.6	1017	74	72	32	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
F-1	1271	9.0	1020	73	62	36	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
F-2	1242	10.5	1026	77	64	29	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
F-3	1248	7.6	1018	75	75	37	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
G-1	1251	8.8	931	74	62	31	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
G-2	1268	8.9	947	62	72	34	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
G-3	1185	9.1	926	73	69	33	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
G-4	1255	9.1	991	69	75	30	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
H-1	1253	8.8	1003	68	62	31	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO

ES 2 759 051 T3

[Tabla 2-2]

ACERO	TEMP. CALENT. DEL PLANCHÓN (°C)	R/ (100-r)	TEMP. LAMINADO FINAL (°C)	VEL. ENFRIAM. ENTRE FINAL Y 700°C (°C/s)	VEL. ENFRIAM. ENTRE 700°C Y 400°C (°C/s)	VEL. ENFRIAM. ENTRE 400°C Y TEMP. AMB. (°C/s)	TEMP. DE BOBINADO (°C)	OBSERVACIONES
H-2	1246	8.6	984	69	67	<0.1	356	EJEMPLO
H-3	1274	8.6	998	58	72	32	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
H-4	1266	9.0	1006	74	36	35	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
I-1	1258	8.7	985	73	65	32	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
I-2	1272	8.9	959	71	70	81	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
J-1	1252	8.7	986	73	75	32	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
J-1	1270	10.5	994	75	68	35	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
K-1	1275	8.6	1016	73	67	32	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
K-2	1255	9.7	1028	68	64	34	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
K-3	1253	10.4	1011	71	72	32	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
K-4	1178	8.9	1020	76	69	31	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
K-5	1241	7.5	1024	77	64	36	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
K-6	1265	8.6	896	79	67	35	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
K-7	1245	8.8	1020	49	70	32	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
K-8	1263	9.1	1016	79	39	30	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
K-9	1263	9.0	1032	73	63	57	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
K-10	1255	8.6	1024	67	10	<0.1	416	EJEMPLO COMPARATIVO
L-1	1266	8.7	920	68	71	35	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
L-2	1295	8.7	934	70	64	33	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
L-3	1206	9.1	931	67	62	32	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
L-4	1263	9.5	928	71	70	34	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
L-5	1248	10.4	936	71	75	36	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
L-6	1257	9.1	1034	67	66	34	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
L-7	1248	9.0	902	69	73	29	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
M-1	1248	8.8	1024	77	69	33	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
M-2	1259	10.0	1020	69	73	35	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
M-1	1276	10.5	976	79	73	32	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
M-2	1270	9.0	986	37	67	30	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
O-1	1244	8.7	1032	72	72	34	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
O-2	1255	7.7	1046	73	74	30	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
O-3	1285	8.6	1035	45	66	30	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
P-1	1251	8.9	972	77	65	36	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO
a-1	1266	9.1	1003	70	72	34	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
b-1	1270	9.4	1026	74	65	34	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
c-1	1268	8.8	1018	72	65	31	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
d-1	1255	8.6	1038	78	69	37	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
e-1	1245	8.7	994	70	65	31	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
f-1	1270	9.2	1009	80	70	32	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
g-1	1259	9.0	1011	71	65	32	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
h-1	1265	9.0	1022	79	65	35	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
i-1	1270	8.9	936	74	62	31	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO
j-1	1259	9.2	1046	80	62	36	TEMPERATURA AMBIENTE	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 3-1]

ACERO	TIPO DE ACERO	MARTENSITA TEMPLADA	BAINITA INFERIOR RESTANTE	OTRAS ESTRUCTURAS	DENSIDAD EN NÚMERO DE CARBUROS A BASE DE HIERRO $\times 10^4$ (μm^2)	DIÁMETRO EFECTIVO MEDIO DE GRANO CRISTALINO EN PARTE 1/4 EN PARTE 1/4 (μm)	DIÁMETRO EFECTIVO MEDIO DE GRANO CRISTALINO EN PARTE DE INTERVALO ENTRE 50 μm DE PROF. Y LA SUPERFICIE (μm)	RELACIÓN DE ASPECTO	YP (kpa)	TS (kpa)	EI (%)	RESISTENCIA A LA FATIGA EN DIEZ MILLONES DE CICLOS (kpa)	V _{TR} (°C)	OBSERVACIONES
A-1	HR	83	7	—	3.5	8.9	5.2	1.6	843	1068	11	623	-60	EJEMPLO
A-2	HR	85	5	—	4.0	8.9	5.5	1.7	851	1073	10	614	-60	EJEMPLO
A-3	HR	83	8	MARTENSITA RECIENTE FORMADA	2.9	9.6	5.3	1.4	885	1095	10	627	-50	EJEMPLO
A-4	HR	90	10	—	3.8	8.5	3.5	1.5	837	1048	11	701	-70	EJEMPLO
A-5	HR	89	11	—	3.2	8.6	5.9	1.7	916	1038	11	605	-60	EJEMPLO
A-6	HR	91	9	—	2.9	9.1	5.6	1.2	916	1059	12	643	-60	EJEMPLO
A-7	HR	86	14	—	3.6	6.4	5.1	1.9	899	1035	12	618	-50	EJEMPLO
A-8	GA	88	12	—	3.9	8.4	6.8	1.5	917	1046	11	586	-70	COMPARATIVO
A-9	HR	84	16	—	3.3	7.0	5.8	2.3	890	1028	13	608	-30	COMPARATIVO
A-10	HR	86	14	—	3.7	8.1	7.2	1.4	912	1038	11	591	-50	COMPARATIVO
A-11	HR	88	37	FERRITA + BAINITA SUPERIOR	1.8	8.8	5.7	1.3	781	923	15	524	0	COMPARATIVO
A-12	HR	80	16	MARTENSITA RECIENTE FORMADA	0.5	8.3	5.5	1.5	913	1086	9	628	10	COMPARATIVO
A-13	HR	82	42	FERRITA + BAINITA SUPERIOR	6.4	9.1	5.7	1.8	857	988	14	572	30	COMPARATIVO
B-1	HR	92	8	—	4.0	8.5	5.4	1.5	890	1052	10	631	-60	EJEMPLO
B-2	HR	90	10	—	3.4	8.4	5.1	1.7	856	1062	11	652	-70	EJEMPLO
B-3	HR	87	13	—	3.1	6.7	5.8	1.4	837	1049	11	604	-60	EJEMPLO
B-4	HR	91	9	—	3.4	8.0	5.4	1.3	932	1063	10	624	-60	EJEMPLO
B-5	HR	82	30	FERRITA	4.0	7.9	6.0	1.6	838	987	13	601	-60	EJEMPLO
B-6	HR	91	9	—	5.1	8.4	5.3	1.4	953	1067	10	649	-60	EJEMPLO
B-7	HR	85	15	—	1.4	8.6	5.5	1.7	933	1044	10	627	-40	EJEMPLO
B-8	HR	76	24	—	4.9	7.6	5.4	1.5	830	1031	11	618	-60	EJEMPLO
B-9	HR	82	18	—	4.7	8.3	5.2	1.5	927	1044	10	622	-70	EJEMPLO
B-10	HR	86	14	—	3.8	11.6	5.9	1.3	942	1036	9	610	-30	COMPARATIVO
B-11	GA	82	18	—	4.2	8.8	5.4	3.1	952	1058	8	604	-20	COMPARATIVO
B-12	HR	92	1	MARTENSITA RECIENTE FORMADA	0.7	9.0	5.6	1.4	963	1078	7	625	-30	COMPARATIVO
C-1	HR	87	13	—	3.4	8.6	5.5	1.7	908	1028	11	613	-60	EJEMPLO
C-2	HR	91	9	—	3.7	8.4	4.6	1.4	897	1012	12	657	-60	EJEMPLO
C-3	GA	84	16	—	4.1	8.3	3.8	1.3	910	1022	12	694	-70	EJEMPLO

[Tabla 3-2]

ACERO	TIPO DE ACERO	MARTENSITA TEMPLADA	BAINITA INFERIOR	ESTRUCTURA RESTANTE	OTRAS ESTRUCTURAS	DENSIDAD EN NÚMERO DE CARBUROS A BASE DE HIERRO $\times 10^4$ (1/mm ²)	DIÁMETRO EFECTIVO MEDIO DE GRANO CRISTALINO EN PARTE EN PARTE 1/4 (µm)	DIÁMETRO EFECTIVO MEDIO DE GRANO CRISTALINO EN PARTE DE INTERVALO ENTRE 50 µm DE PROF. Y LA SUPERFICIE (µm)	RELACIÓN DE ASPECTO	YP (Mpa)	TS (Mpa)	EI (%)	RESISTENCIA A LA FATIGA EN DIEZ MILLONES DE CICLOS (Mpa)	vTc (°C)	OBSERVACIONES
C-4	HR	87	13			3.4	8.6	8.5	1.6	902	1030	11	582	-60	EJEMPLO COMPARATIVO
D-1	HR	90	10			2.8	7.6	5.4	1.4	956	1098	9	653	-50	EJEMPLO
D-2	HR	92	8			3.0	7.5	3.4	1.6	998	1105	8	736	-60	EJEMPLO
D-3	HR	97	3			3.6	8.6	9.9	1.7	998	1082	8	597	-40	EJEMPLO COMPARATIVO
D-4	HR	4	21	75	FERRITA	7.6	8.7	5.8	1.6	794	922	14	539	20	EJEMPLO COMPARATIVO
E-1	HR	94	6			3.8	7.9	5.7	1.5	974	1067	9	661	-60	EJEMPLO
E-2	HR	90	10			3.4	7.8	4.2	1.4	966	1050	10	684	-60	EJEMPLO
F-1	HR	87	13			2.8	8.1	5.4	1.4	931	1043	10	647	-70	EJEMPLO
F-2	HR	91	9			2.6	7.8	3.7	1.7	927	1030	11	682	-70	EJEMPLO
F-3	HR	88	12			2.5	7.6	7.1	1.5	931	1027	10	574	-60	EJEMPLO COMPARATIVO
G-1	HR	90	10			3.7	8.5	5.6	1.6	905	1016	11	612	-70	EJEMPLO
G-2	HR	92	8			2.4	9.0	6.0	1.4	882	1013	12	602	-70	EJEMPLO
G-3	GI	82	18			3.0	10.7	5.7	1.5	869	1024	12	611	-30	EJEMPLO COMPARATIVO
H-1	HR	88	12			3.4	7.8	5.1	3.7	910	1036	12	610	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
H-2	HR	40	52	8	BAINITA SUPERIOR	2.5	8.4	5.3	1.4	884	1009	13	615	-70	EJEMPLO
H-3	HR	64	16			6.8	7.9	5.6	1.6	860	883	14	606	-40	EJEMPLO
H-4	HR	32	47	21	FERRITA + BAINITA SUPERIOR	3.6	8.3	8.2	1.3	894	1014	12	588	-60	EJEMPLO COMPARATIVO
I-1	HR	71	22	7	FERRITA	5.9	8.0	5.7	1.7	850	988	15	573	-30	EJEMPLO COMPARATIVO
I-2	HR	34	21	45	MARTENSITA RECIENTE FORMADA	3.4	8.1	5.4	1.4	890	992	16	618	-40	EJEMPLO
J-1	HR	90	10			0.5	7.7	5.2	1.6	905	1025	10	620	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
J-1	HR	87	13			3.2	8.4	5.5	1.5	918	1020	10	613	-60	EJEMPLO
K-1	HR	94	6			2.9	7.5	3.8	1.3	907	1012	11	675	-60	EJEMPLO
K-2	HR	93	7			3.4	7.6	6.3	1.3	1094	1209	8	716	-60	EJEMPLO
K-3	GI	90	10			3.4	7.9	4.2	1.5	1076	1214	9	768	-70	EJEMPLO
K-4	GA	99	1			3.0	7.1	3.4	1.3	1078	1208	9	799	-60	EJEMPLO
K-5	HR	96	4			2.7	10.5	5.8	1.5	1090	1211	8	720	-20	EJEMPLO COMPARATIVO
K-6	HR	94	6			3.4	9.0	6.8	1.3	1067	1197	8	591	-60	EJEMPLO COMPARATIVO
						3.0	6.8	5.3	2.8	1102	1219	7	652	-30	EJEMPLO COMPARATIVO

[Tabla 3-3]

ACERO	TIPO DE ACERO	MARTENSITA TEMPLADA	BAINITA INFERIOR	ESTRUCTURA RESTANTE	OTRAS ESTRUCTURAS	DENSIDAD EN NÚMERO DE CARBUROS A BASE DE HIERRO $\times 10^8$ ($1/mm^2$)	DIÁMETRO EFECTIVO MEDIO DE GRANO CRISTALINO EN PARTE 1/4 EN PARTE 1/4 (μm)	DIÁMETRO EFECTIVO MEDIO DE GRANO CRISTALINO EN PARTE DE INTERVALO ENTRE 50 μm DE PROF Y LA SUPERFICIE (μm)	RELACIÓN DE ASPECTO	YP (Mpa)	TS (Mpa)	EI (%)	RESISTENCIA A LA FATIGA EN DIEZ MILLONES DE CICLOS (Mpa)	vTrs (°C)	OBSERVACIONES
K-7	HR	91	9			3.5	8.2	5.3	1.7	1087	1230	8	588	-60	EJEMPLO COMPARATIVO
K-8	HR	12	34	54	FERRITA + BAINITA SUPERIOR	7.0	8.3	5.7	1.6	871	923	10	581	-10	EJEMPLO COMPARATIVO
K-9	HR	21	2	82	MARTENSITA RECÉN FORMADA	9.8	7.8	5.4	1.4	1096	1251	7	682	-10	EJEMPLO COMPARATIVO
K-10	HR	23	5	72	FERRITA + BAINITA SUPERIOR	6.5	7.6	5.6	1.7	866	888	11	576	30	EJEMPLO COMPARATIVO
L-1	HR	82	18			3.7	7.4	5.4	1.5	1118	1269	9	764	-50	EJEMPLO
L-2	HR	83	17			2.9	7.6	5.3	1.5	1099	1236	9	761	-50	EJEMPLO
L-3	HR	85	15			3.8	8.5	6.0	1.7	1054	1225	9	765	-40	EJEMPLO
L-4	HR	90	10			3.1	8.6	4.8	1.3	1067	1218	10	762	-60	EJEMPLO
L-5	HR	87	13			3.5	8.0	3.7	1.5	1101	1230	9	813	-50	EJEMPLO
L-6	HR	91	9			3.0	9.5	5.8	1.1	1084	1210	8	748	-60	EJEMPLO
L-7	6I	75	19	6	BAINITA SUPERIOR	2.7	5.4	5.1	1.9	1058	1179	9	627	-50	EJEMPLO
M-1	6A	90	10			2.8	7.6	5.6	1.4	1024	1183	10	766	-50	EJEMPLO
M-2	HR	91	9			3.4	7.5	4.5	1.6	1039	1200	10	769	-70	EJEMPLO
M-1	HR	87	13			3.3	7.3	4.4	1.4	1042	1207	9	778	-60	EJEMPLO
M-2	HR	92	8			2.7	7.8	5.8	1.4	1022	1172	9	523	-60	EJEMPLO COMPARATIVO
O-1	HR	89	11			4.2	8.2	5.3	1.5	1204	1437	8	782	-50	EJEMPLO
O-2	HR	85	15			4.6	7.5	5.2	1.3	1189	1379	8	580	-60	EJEMPLO COMPARATIVO
O-3	HR	90	10			5.0	7.4	5.1	1.7	1201	1426	8	581	-40	EJEMPLO COMPARATIVO
P-1	HR	87	13			4.9	8.0	5.6	1.5	1183	1355	8	764	-50	EJEMPLO
e-1	HR	9	0	100	FERRITA	-	9.3	5.8	1.1	403	828	24	302	-90	EJEMPLO COMPARATIVO
b-1	HR	92	6			10.5	6.5	5.1	1.4	1503	1683	5	701	30	EJEMPLO COMPARATIVO
c-1	HR	83	14	23	FERRITA	3.2	8.2	5.4	1.6	713	884	16	551	40	EJEMPLO COMPARATIVO
d-1	6I	96	4			9.8	8.8	5.6	1.7	926	1035	12	652	-10	EJEMPLO COMPARATIVO
e-1	HR	91	9			3.6	8.0	5.3	1.4	936	1054	11	657	20	EJEMPLO COMPARATIVO
f-1	HR	92	6			3.1	9.0	5.8	1.2	904	1018	11	625	30	EJEMPLO COMPARATIVO
g-1	6A	78	12	12	FERRITA	2.8	8.5	5.1	1.8	813	927	15	581	30	EJEMPLO COMPARATIVO
h-1	HR	93	7			3.6	8.7	5.4	1.3	926	1034	10	532	-60	EJEMPLO COMPARATIVO
i-1	HR	90	10			2.7	11.1	6.0	1.6	904	1017	9	603	40	EJEMPLO COMPARATIVO
j-1	HR	87	13			3.6	7.6	5.2	3.0	806	1035	10	625	-20	EJEMPLO COMPARATIVO

Aplicabilidad industrial

5 La presente invención es una técnica eficaz para una chapa de acero laminada en caliente con una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa y tenacidad a baja temperatura, y un método de fabricación de la misma. Según la presente invención, resulta posible proporcionar una chapa de acero laminada en caliente con excelente resistencia a la fatiga y tenacidad a baja temperatura, y con una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más. Esta chapa de acero laminada en caliente resulta fácil de procesar puede utilizarse en una zona geográfica fría y, por tanto, la contribución industrial de la misma resulta extremadamente notable.

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminada en caliente que tiene una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, comprendiendo:

- 5 una composición que consiste en, en % en masa:
- C: 0,01% a 0,2%,
Si: 0,001% a 2,5% o menos,
Mn: 1% a 4,0%,
P: 0,10% o menos,
- 10 S: 0,03% o menos,
Al: 0,001% a 2,0%,
N: 0,0005% a 0,01% o menos,
O: 0,001% a 0,01% o menos,
Cu: "0" (cero) a 2,0%,
- 15 Ni: "0" (cero) a 2,0%,
Mo: "0" (cero) a 1,0%,
V: "0" (cero) a 0,3%,
Cr: "0" (cero) a 2,0%,
Mg: "0" (cero) a 0,01%,
- 20 Ca: "0" (cero) a 0,01%,
REM: "0" (cero) a 0,1%,
B: "0" (cero) a 0,01%, y
Ti o Nb o el total de ambos se encuentra en un intervalo de 0,01% a 0,30%,
opcionalmente Zr, Sn, Co, Zn, W: 1% o menos en total, y
- 25 el resto está constituido de hierro e impurezas, y
una estructura en la que el total de fracciones en volumen de martensita templada y bainita inferior es de 90% o más,
en donde:
- 30 el diámetro efectivo promedio de grano cristalino en una parte en un intervalo de 1/4 del grosor de la chapa desde una superficie es de 10 μm o menos,
el diámetro efectivo promedio de grano cristalino en una parte en un intervalo de 50 μm desde la superficie es de 6 μm o menos,
los carburos a base de hierro existentes en la martensita templada y en la bainita inferior son 1×10^6 (fragmentos/ mm^2) o más, y
- 35 la relación de aspecto promedio de granos cristalinos efectivos de la martensita templada y la bainita inferior es de dos o menos.
2. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1,
que comprende, además, en % en masa, uno, dos o más tipos seleccionados del grupo constituido de:
Cu: 0,01% a 2,0%,

ES 2 759 051 T3

Ni: 0,01% a 2,0%,

Mo: 0,01% a 1,0%,

V: 0,01% a 0,3%, y

Cr: 0,01% a 2,0%.

- 5 3. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1 o 2, comprendiendo además, en % en masa, uno, dos o más tipos seleccionados del grupo constituido de:

Mg: 0,0005% a 0,01%,

Ca: 0,0005% a 0,01%, y

REM: 0,0005% a 0,1%.

- 10 4. La chapa de acero laminada en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, comprendiendo además, en % en masa,

B: 0,0002% a 0,01%.

5. La chapa de acero laminada en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4,

- 15 en donde se incluye una capa galvanizada o una capa galvanizada de aleación en una superficie de la chapa de acero.

6. Un método de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente que tiene una resistencia a la tracción máxima de 980 MPa o más, comprendiendo:

fundir una composición que consiste en, en % en masa:

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

- 20 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%,

- 25 N: 0,0005% a 0,01%,

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

Cu: "0" (cero) a 2,0%,

Ni: "0" (cero) a 2,0%,

Mo: "0" (cero) a 1,0%,

- 30 V: "0" (cero) a 0,3%,

Cr: "0" (cero) a 2,0%,

Mg: "0" (cero) a 0,01%,

Ca: "0" (cero) a 0,01%,

REM: "0" (cero) a 0,1%,

- 35 B: "0" (cero) a 0,01%, y

Ti o Nb o el total de ambos en un intervalo de 0,01% a 0,30%,
opcionalmente Zr, Sn, Co, Zn y W: 1% o menos en total, y

estando constituido el resto de hierro e impurezas,

y después, el calentar el planchón fundido a 1200 °C o más, directamente o después de enfriarlo una vez,

llevar a cabo el laminado en caliente bajo una condición que satisface $R/(100-r) \geq 8$ y fijar la temperatura de finalización del laminado en caliente en 900 °C o más cuando se fija el diámetro de un rodillo del tren de laminado en R/mm y la tasa de reducción en r%, en una etapa final de laminado final, y

5 enfriar a una velocidad de enfriamiento media de 60 °C/s o más desde una temperatura de laminado final hasta 700 °C, a una velocidad de enfriamiento media de 50 °C/s o más desde 700 °C hasta 400 °C y a una velocidad de enfriamiento media de 50 °C/s desde 400 °C hasta la temperatura ambiente, y bobinar a una temperatura inferior a 400 °C.

10 7. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 6, en donde el planchón moldeado contiene, además, en % en masa, uno, dos o más tipos seleccionados del grupo constituido de:

Cu: 0,01% a 2,0%,

Ni: 0,01% a 2,0%,

15 Mo: 0,01% a 1,0%,

V: 0,01% a 0,3%, y

Cr: 0,01% a 2,0%.

8. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 6 o 7,

20 en donde el planchón moldeado contiene, además, en % en masa, uno, dos o más tipos seleccionados del grupo constituido de:

Mg: 0,0005% a 0,01%,

Ca: 0,0005% a 0,01%, y

REM: 0,0005% a 0,1%.

25 9. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 6 a 8, en donde el planchón moldeado contiene, además, en % en masa:

B: 0,0002% a 0,01%.

10. El método de fabricación de la chapa de acero laminada en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 6 a 9, comprendiendo además: llevar a cabo un tratamiento de galvanizado o un tratamiento de galvanizado de aleación después del bobinado.