

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 703 779**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/18	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/26	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/38	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C21D 8/02	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	C23C 2/02	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	C23C 2/06	(2006.01)
C22C 38/08	(2006.01)		
C22C 38/12	(2006.01)		
C22C 38/16	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **25.02.2014 PCT/JP2014/054570**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.09.2014 WO14132968**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **25.02.2014 E 14756256 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **17.10.2018 EP 2907886**

54 Título: **Lámina de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, y que tienen excelente templabilidad por horneado y dureza a baja temperatura**

30 Prioridad:

26.02.2013 JP 2013035597

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
12.03.2019

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**AZUMA, MASAFUMI;
SHUTO, HIROSHI;
YOKOI, TATSUO;
KANZAWA, YUUKI y
UENISHI, AKIHIRO**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 703 779 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

Lámina de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, y que tienen excelente templabilidad por horneado y dureza a baja temperatura

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia que tiene una excelente templabilidad por horneado y dureza a baja temperatura con una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, y a un método para producir dicha lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia. La presente invención se refiere a una lámina de acero que tiene una excelente capacidad de endurecimiento, tras un tratamiento de moldeo y horneado de revestimiento, y una excelente dureza a baja temperatura para poder ser usada en áreas extremadamente frías.

Antecedentes de la técnica

15 Para reducir la cantidad de emisiones de dióxido de carbono gaseoso procedente de los automóviles, se está reduciendo el peso de los cuerpos de los automóviles usando láminas de acero de alta resistencia. Por otro lado, para asegurar la seguridad de conductores y pasajeros, además de láminas de acero blando, cada vez se usan más láminas de acero de alta resistencia con una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más para los cuerpos de los automóviles. Para reducir aún más el peso de los cuerpos de los automóviles, la resistencia de las láminas de acero de alta resistencia durante el uso debe ser mayor que antes. Sin embargo, el aumento en la resistencia de las láminas de acero da lugar típicamente a la degradación de las características de los materiales, tales como la formabilidad (procesabilidad). Por lo tanto, es clave para el desarrollo de láminas de acero de alta resistencia el modo en que se aumenta la resistencia sin la degradación de las características de los materiales.

25 Se requiere que las láminas de acero usadas para dichos elementos tengan un rendimiento tal que no sea probable que los elementos resulten dañados incluso cuando sean golpeados por colisión o similares después de moldear las láminas de acero y de unirlos a los automóviles como componentes. En particular, con objeto de asegurar la resistencia al impacto en áreas frías, también se pide aumentar la dureza a baja temperatura. La dureza a baja temperatura se define por vTr_s (temperatura de dislocación de fracción de Charpy), por ejemplo. Por esta razón, hay que considerar la resistencia al impacto de los anteriores materiales de acero. Además, es improbable que las láminas de acero de alta resistencia se deformen plásticamente y se producirán más fácilmente; por lo tanto, se requiere dureza como característica significativa.

30 Como uno de los métodos para aumentar la resistencia de las láminas de acero sin degradación en la formabilidad, existe un método de endurecimiento por horneado que utiliza horneado de revestimiento. Este método aumenta la resistencia de los elementos de automóviles del siguiente modo: mediante tratamiento térmico en el momento del tratamiento por horneado de revestimiento, el C disuelto presente en una lámina de acero se concentra en las dislocaciones formadas durante el moldeo o se precipita como carburos. Como se realiza el endurecimiento tras la formación en prensa en este método, no hay degradación en la formabilidad en prensa debido al aumento de resistencia. Por lo tanto, se espera que este método sea utilizado para elementos estructurales de automóviles. Como índice para la evaluación de la templabilidad por horneado, se conoce un método de ensayo en el que se imparte un 2% de pretensión a temperatura ambiente y se lleva luego a cabo un tratamiento térmico a 170°C durante 20 minutos para realizar la evaluación en el momento de las pruebas de retensión.

40 Tanto las dislocaciones formadas en el momento de la producción como las dislocaciones formadas en el momento del procesamiento en prensa contribuyen al endurecimiento por horneado; por lo tanto, su suma, que es la densidad de dislocaciones, y la cantidad de C disuelto en la lámina de acero son importantes para la templabilidad por horneado. Un ejemplo de una lámina de acero que tiene una excelente templabilidad por horneado teniendo al mismo tiempo una gran cantidad de C disuelto es la lámina de acero mostrada en el Documento de Patente 1 ó 2. Como lámina de acero que asegura una templabilidad por horneado más excelente, se conoce una lámina de acero que incluye N además de C disuelto y que tiene una excelente templabilidad por horneado (Documentos de Patente 3 y 4).

50 Aunque las láminas de acero mostradas en los Documentos de Patente 1 a 4 pueden asegurar una excelente templabilidad por horneado, estas láminas de acero no son adecuadas para la producción de láminas de acero de alta resistencia con una resistencia máxima a la tracción de 980 o más que puedan contribuir a una resistencia elevada de elementos estructurales y a la reducción en el peso, ya que la estructura de fase base es una única fase de ferrita.

Por el contrario, al ser extremadamente dura, se usa típicamente una estructura de martensita como fase principal o como segunda fase en láminas de acero que tienen una resistencia de hasta 980 MPa o más para aumentar la resistencia.

55 Sin embargo, como la martensita incluye un número enorme de dislocaciones, ha sido difícil obtener una excelente templabilidad por horneado. Esto se debe a que la densidad de dislocaciones es elevada en comparación con la cantidad de C disuelto en el acero. En general, cuando la cantidad de C disuelto es pequeña en comparación con la

densidad de dislocaciones en una lámina de acero, la templabilidad por horneado se degrada. Por consiguiente, cuando se comparan acero blando que no incluye muchas dislocaciones y acero de una única fase de martensita entre sí, si la cantidad de C disuelto es la misma, la templabilidad por horneado de la única fase de martensita se degrada más.

5 Por lo tanto, como láminas de acero que se intentaron para asegurar una templabilidad por horneado más excelente, se conocen láminas de acero que tienen una mayor resistencia por adición de un elemento(s) tal como Cu, Mo, W y/o similares al acero y precipitación de carburos de estos elementos en el momento del revestimiento por horneado (Documentos de Patente 5 y 6). Sin embargo, estas láminas de acero no tienen una gran eficiencia económica, ya que es necesaria la adición de elementos caros. Además, incluso si se usan carburos de estos elementos, ha sido
10 aún difícil asegurar la resistencia de 980 MPa o más.

Por otra parte, en cuanto a un método para aumentar la dureza de una lámina de acero de resistencia elevada, por ejemplo, el Documento de Patente 7 describe un método para producir dicha lámina de acero. Se conoce un método en el cual se ajusta el índice de aspectos de una fase de martensita y se usa la fase de martensita como fase principal (Documento de Patente 7).

15 En general, se sabe que el índice de aspectos de la martensita depende del índice de aspectos de los granos de austenita antes de la transformación. Es decir, martensita que tiene un índice elevado de aspectos significa martensita transformada a partir de austenita no recristalizada (austenita que se extiende por laminación), y martensita que tiene un índice bajo de aspectos significa martensita transformada a partir de austenita recristalizada.

20 Por la anterior descripción, con objeto de reducir el índice de aspectos de la lámina de acero del Documento de Patente 7, es necesario recristalizar la austenita; además, para recristalizar la austenita, es necesario aumentar la temperatura de la laminación final. Por consiguiente, el tamaño de grano de la austenita y también el tamaño de grano de la martensita han tendido a ser grandes. En general, se sabe que el refinado del grano es efectivo para aumentar la dureza. Una reducción en el índice de aspectos puede reducir factores que degradan la dureza debido a la forma, pero va acompañada de la degradación de la dureza debido a granos de cristal ásperos; por lo tanto, existe
25 un límite sobre el aumento de dureza. Además, el Documento de Patente 7 no menciona nada acerca de la templabilidad por horneado en lo que se haya centrado un estudio de la presente solicitud, y el Documento de Patente 7 apenas asegura suficiente templabilidad por horneado.

Además, el Documento de Patente 8 describe que es posible aumentar la resistencia y la dureza a baja temperatura precipitando finamente los carburos en la ferrita que tiene un tamaño de grano medio de 5 a 10 μm . Precipitando el
30 C disuelto en el acero como carburos que incluyen Ti y similares, se aumenta la resistencia de la lámina de acero, de tal modo que se considera que la cantidad de C disuelto en el acero es pequeña y es improbable que se obtenga una excelente templabilidad por horneado.

De este modo, ha sido difícil que una lámina de acero de resistencia elevada con 980 MPa o más tenga tanto una excelente templabilidad por horneado como una excelente dureza a baja temperatura.

35 [Documentos de la Técnica Anterior]

[Documentos de Patente]

[Documento de Patente 1] JP H5-55586B

[Documento de Patente 2] JP 3404798B

[Documento de Patente 3] JP 4362948B

40 [Documento de Patente 4] JP 4524859B

[Documento de Patente 5] JP 3822711B

[Documento de Patente 6] JP 3860787B

[Documento de Patente 7] JP 2011-52321A

[Documento de Patente 8] JP 2011-17044A

45 [Documento de Patente 9] JP 2008144233

[Documento de Patente 10] US2012031528

Compendio de la invención

Problemas que la invención ha de resolver

Se ha realizado la presente invención considerando los problemas anteriores, y un objeto de la presente invención

es proporcionar una lámina de acero laminada en caliente que tiene una excelente templabilidad por horneado y dureza a baja temperatura con una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, y un método para producir dicha lámina de acero de manera estable.

[Medios para resolver el(los) problema(s)]

- 5 Los presentes inventores han producido con éxito una lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada que tiene una excelente templabilidad por horneado y dureza a baja temperatura con una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, mediante optimización de la composición de la lámina de acero y de las condiciones para producir la lámina de acero y mediante el control de la estructura de la lámina de acero. Un compendio de la lámina de acero es como sigue.
- 10 (1) Una lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada con una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, teniendo la lámina de acero una composición consistente en, en % en masa,
- C: 0,01% a 0,2%,
Si: 0,001% a 2,5%,
Mn: 1% a 4,0%,
15 Al: 0% a 2,0%,
N: 0% a 0,01%,
Cu: 0% a 2,0%,
Ni: 0% a 2,0%,
Mo: 0% a 1,0%,
20 V: 0% a 0,3%,
Cr: 0% a 2,0%,
Mg: 0% a 0,01%,
Ca: 0% a 0,01%,
MTR: 0% a 0,1%,
25 B: 0% a 0,01%,
P: inferior o igual a 0,10%,
S: inferior o igual a 0,03%,
O: inferior o igual a 0,01%,
uno o ambos de Ti y Nb: 0,01% a 0,30% en total, y
30 siendo el resto Fe e impurezas inevitables,
- en donde la lámina de acero tiene una estructura en la que una fracción en volumen total de una o ambas de la martensita revenida y la bainita inferior es del 90% o más, y una densidad de dislocaciones en la martensita y la bainita inferior es superior o igual a 5×10^{13} (1/m²) e inferior o igual a 1×10^{16} (1/m²).
- 35 (2) La lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según (1), en donde la una o ambas de la martensita revenida y la bainita inferior incluyen 1×10^6 (números/mm²) o más carburos basados en hierro.
- (3) La lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según (1), en donde la una o ambas de la martensita revenida y bainita inferior tienen un tamaño de cristal efectivo inferior o igual a 10 μm.
- (4) La lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según (1), que incluye uno o más de, en %
40 Cu: 0,01% a 2,0%,
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) La lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según (1), que incluye uno o más de, en % en masa,

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

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

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

(6) La lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según (1), que incluye, en % en masa,

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

10 (7) Un método para producir una lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada con una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, incluyendo el método:

calentar, eventualmente después de enfriar, un bloque de vaciado hasta una temperatura de 1.200°C o más, teniendo el bloque de vaciado una composición consistente en, en % en masa,

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

15 Si: 0,001% a 2,5%,

Mn: 1% a 4,0%,

Al: 0% a 2,0%,

N: 0% a 0,01%,

Cu: 0% a 2,0%,

20 Ni: 0% a 2,0%,

Mo: 0% a 1,0%,

V: 0% a 0,3%,

Cr: 0% a 2,0%,

Mg: 0% a 0,01%,

25 Ca: 0% a 0,01%,

MTR: 0% a 0,1%,

B: 0% a 0,01%,

P: inferior o igual a 0,10%,

S: inferior o igual a 0,03%,

30 O: inferior o igual a 0,01%,

uno o ambos de Ti y Nb: 0,01% a 0,30% en total, y

siendo el resto Fe e impurezas inevitables;

completar la laminación en caliente a una temperatura de 900°C o más;

35 enfriar la lámina de acero a una velocidad de enfriamiento de 50°C/s o más como media desde la temperatura de laminación final hasta 400°C;

establecer una velocidad de enfriamiento de no más de 50°C/s a una temperatura inferior a 400°C; y

bobinar la lámina de acero.

(8) El método para producir una lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según (7), que además incluye:

realizar un tratamiento de galvanización o un tratamiento de galvanorrecochado.

Efectos de la invención

5 Según la presente invención, resulta posible proporcionar una lámina de acero de resistencia elevada que tiene una excelente templabilidad por horneado y dureza a baja temperatura con una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más. Mediante el uso de esta lámina de acero, resulta fácil procesar la lámina de acero de resistencia elevada, y también resulta posible usar la lámina de acero de resistencia elevada procesada con gran durabilidad en áreas extremadamente frías; por lo tanto, la contribución industrial de la lámina de acero de resistencia elevada es muy notable.

Modo o modos de realización de la invención

10 A continuación, se describirá el contenido de la presente invención con detalle.

15 Según el estudio intensivo de los presentes inventores, una estructura de una lámina de acero tiene una densidad de dislocaciones superior o igual a $5 \times 10^{13} (1/m^2)$ e inferior o igual a $1 \times 10^{16} (1/m^2)$, e incluye una o ambas de martensita revenida y bainita inferior, incluyendo cada una 1×10^6 (números/mm²) o más carburos basados en hierro, en una fracción de volumen total del 90% o más. Los presentes inventores han descubierto además que el tamaño de cristal efectivo de la martensita revenida y la bainita inferior es preferiblemente de 10 μm o menos, de tal modo que se puede asegurar una resistencia elevada de 980 MPa o más y una excelente templabilidad por horneado y dureza a baja temperatura. Aquí, el tamaño de cristal efectivo significa una región rodeada de límites de granos que tienen una diferencia de orientación de 15° o más, que puede medirse usando EBSD, por ejemplo. Se describirán detalles de ello más adelante.

20 Microestructura de la lámina de acero

Se describirá primeramente una microestructura de una lámina de acero laminada en caliente según la presente invención.

25 En esta lámina de acero, la fase principal es una o ambas de martensita revenida y bainita inferior en una fracción de volumen total del 90% o más, de tal modo que se asegura una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más. Por consiguiente, la fase principal necesita ser una o ambas de martensita revenida y bainita inferior.

30 En la presente invención, la martensita revenida es la microestructura más importante para tener una resistencia elevada, una excelente templabilidad por horneado y una excelente dureza a baja temperatura. La martensita revenida es una agregación de granos de cristal con forma de listones que incluye, dentro del listón, carburos basados en hierro que tienen un eje mayor de 5 nm o más. Además, estos carburos pertenecen a una pluralidad de variantes, en otras palabras, una pluralidad de carburos basados en hierro que se extienden en diferentes direcciones.

35 Se puede obtener la estructura de la martensita revenida disminuyendo la velocidad de enfriamiento en el momento del enfriamiento realizado a una temperatura inferior o igual al punto Ms (la temperatura a la cual comienza la transformación de la martensita) o haciendo una estructura de martensita y templándola luego a una temperatura de 100°C a 600°C. En la presente invención, se controla la precipitación por control del enfriamiento a una temperatura inferior a 400°C.

40 La bainita inferior es también una agregación de granos de cristal con forma de listones que incluye, dentro del listón, carburos basados en hierro que tienen un eje mayor de 5 nm o más. Además, estos carburos pertenecen a una única variante, en otras palabras, un grupo de carburos basados en hierro que se extienden en la misma dirección. La observación de la dirección de extensión de los carburos hace más fácil la discriminación entre martensita revenida y bainita inferior. Aquí, el grupo de carburos basados en hierro que se extienden en la misma dirección significa que la diferencia en la dirección de extensión en el grupo de carburos basados en hierro está dentro de 5°.

45 Cuando la fracción de volumen total de una o ambas de la martensita revenida y la bainita inferiores menor del 90%, no se puede asegurar una resistencia elevada máxima a la tracción de 980 MPa o más, y no se puede asegurar una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, que es uno de los requerimientos de la presente invención. Por consiguiente, el límite inferior de la fracción de volumen total de una o ambas de la martensita revenida y la bainita inferiores del 90%. Por otro lado, incluso cuando la fracción de volumen total es del 100%, se muestran la resistencia elevada, la excelente templabilidad por horneado y la excelente dureza a baja temperatura, que son efectos de la presente invención.

50 En la estructura de la lámina de acero, como otra estructura, pueden estar contenidas una o más de ferrita, martensita fresca, bainita superior, pearlita y austenita retenida en una fracción de volumen total del 10% o menos como impurezas inevitables.

Aquí, martensita fresca se define como martensita que no incluye carburos. Aunque la martensita fresca tiene una

resistencia elevada, la dureza a baja temperatura es pobre; por lo tanto, su fracción de volumen necesita limitarse al 10% o menos. Además, la densidad de dislocaciones es extremadamente alta y la templabilidad por horneado es pobre. Por consiguiente, su fracción de volumen necesita limitarse al 10% o menos.

5 La austenita retenida se transforma en martensita fresca cuando se deforma plásticamente un material de acero en el momento de la formación en prensa o cuando se deforma plásticamente un elemento de automóvil en el momento de la colisión, y, por lo tanto, la austenita retenida tiene efectos adversos similares a los de la martensita fresca antes descritos. Por consiguiente, la fracción de volumen necesita limitarse al 10% o menos.

10 La bainita superior es una agregación de granos de cristal con forma de listones, y es una agregación de listones que incluyen carburos entre los listones. Los carburos incluidos entre los listones sirven como punto de partida de la fractura, y disminuyen la dureza a baja temperatura. Además, como la bainita superior se forma a temperaturas mayores que la bainita inferior, la resistencia es baja, y una excesiva formación de la misma hace difícil asegurar una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más. Este efecto resultará obvio si la fracción de volumen de la bainita superior sobrepasa el 10%, y, por consiguiente, su fracción de volumen necesita limitarse al 10% o menos.

15 Ferrita significa una masa de granos de cristal y una estructura que no incluye, dentro de la estructura, una estructura inferior, tal como un listón. Como la ferrita es la estructura más blanda y da lugar a una reducción en la resistencia, para asegurar una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, es necesario tener un límite del 10% o menos. Además, como la ferrita es mucho más blanda que la martensita revenida o la bainita inferior, que se incluye en la fase principal, se concentra deformación en la interfaz entre estas estructuras para servir fácilmente como punto de partida de una fractura, para dar como resultado una dureza a baja temperatura pobre. Estos efectos resultarán obvios si la fracción de volumen supera el 10%; por consiguiente, su fracción de volumen necesita limitarse al 10% o menos.

La pearlita da lugar a la disminución de la resistencia y a la degradación de la dureza a baja temperatura, del mismo modo que la ferrita; por consiguiente, su fracción de volumen necesita limitarse al 10% o menos.

25 En cuanto a la lámina de acero según la presente invención, que tiene la estructura antes descrita, se puede llevar a cabo la identificación de martensita revenida, martensita fresca, bainita, ferrita, pearlita, austenita y el resto en ellas incluido, la determinación de las posiciones existentes y la medición de las fracciones de área corroyendo una sección transversal en la dirección de laminación de la lámina de acero o una sección transversal en una dirección perpendicular a la dirección de laminación usando un reactivo de nital y un reactivo descrito en JP S59-219473A, y observando luego la lámina de acero mediante un microscopio electrónico de barrido y de tipo transmisión a 1.000 a 30 100.000 aumentos.

35 La discriminación de la estructura es también posible por análisis de las orientaciones del cristal por un método FESEM-EBSP o por medición de la dureza de una microrregión, tal como medición de la dureza micro-Vickers. Por ejemplo, como se ha descrito anteriormente, la martensita revenida, la bainita superior y la bainita inferior son diferentes entre sí en los sitios de formación de carburos y la relación de las orientaciones del cristal (direcciones de extensión). Por lo tanto, observando los carburos basados en hierro en el interior de los granos de cristal con forma de listones mediante un FE-SEM para examinar sus direcciones de extensión, es posible discriminar fácilmente entre bainita y martensita revenida.

40 En la presente invención, se obtienen las fracciones de volumen de ferrita, pearlita, bainita, martensita revenida y martensita fresca del siguiente modo: se extraen muestras como superficies de observación usando secciones transversales en la dirección del grosor de la lámina, que es paralela a la dirección de laminación de la lámina de acero; se pulen las superficies de observación y se corroen con nital, y se observa un intervalo de 1/8 a 3/8 de grosor centrado a 1/4 del grosor de la lámina mediante un microscopio de barrido electrónico de emisión de campo (FE-SEM) para medir fracciones de área como fracciones de volumen. Se realiza la medición sobre diez campos a 5.000 aumentos por cada muestra, y se emplea la media como fracciones de área.

45 Como la martensita fresca y la austenita retenida no se corroen suficientemente mediante la corrosión con nital, en la observación mediante el FE-SEM es posible discriminar claramente entre las estructuras antes descritas (ferrita, ferrita bainítica, bainita y martensita revenida). Por consiguiente, es posible obtener la fracción de volumen de la martensita fresca como la diferencia entre la fracción de área de una región no corroída observada mediante el FE-SEM y la fracción de área de la austenita retenida medida usando rayos X.

50 La densidad de dislocaciones en la estructura de una o ambas de la martensita revenida y la bainita inferior necesita limitarse a $1 \times 10^{16} (1/m^2)$ o menos. Esto es para obtener una excelente templabilidad por horneado. En general, la densidad de dislocaciones existentes en la martensita revenida es elevada, de tal forma que no se puede asegurar una excelente templabilidad por horneado. Por consiguiente, controlando las condiciones de enfriamiento en la laminación en caliente, en particular ajustando la velocidad de enfriamiento a temperaturas de desde menos de 55 400°C hasta menos de 50°C/s, se puede obtener una excelente templabilidad por horneado.

Por otro lado, si la densidad de dislocaciones es inferior a $5 \times 10^{13} (1/m^2)$, será difícil asegurar una resistencia de 980 MPa o más, y, por consiguiente, se fija el límite inferior de la densidad de dislocaciones a $5 \times 10^{13} (1/m^2)$,

deseablemente un valor en el intervalo de 8×10^{13} a 8×10^{15} ($1/m^2$), más deseablemente un valor en el intervalo de 1×10^{14} a 5×10^{15} ($1/m^2$).

5 Se puede obtener la densidad de dislocaciones por observación usando rayos X o un microscopio electrónico de tipo transmisión siempre que pueda medirse la densidad de dislocaciones. En la presente invención, se mide la densidad de dislocaciones por observación de película fina usando un microscopio electrónico. En la medición, se mide el grosor de película de una región de medición y se mide luego el número de dislocaciones existentes en el volumen, de tal modo que se mide la densidad. Se realiza la medición sobre diez campos a 10.000 aumentos por cada muestra para calcular la densidad de dislocaciones.

10 La una o ambas de martensita revenida y bainita inferior según la presente invención deseablemente incluyen 1×10^6 (números/mm²) o más carburos basados en hierro. Esto es para aumentar la dureza a baja temperatura de la fase base y para obtener un equilibrio entre la resistencia elevada y la excelente dureza a baja temperatura. Es decir, aunque la martensita apagada sin ningún otro tratamiento tiene una resistencia elevada, su dureza es pobre y se necesita una mejora. Por consiguiente, precipitando 1×10^6 (números/mm²) o más carburos basados en hierro, se mejora la dureza de la fase principal.

15 Según el estudio de los presentes inventores sobre la relación entre la dureza a baja temperatura y la densidad numérica de carburos basados en hierro, se ha revelado que se puede asegurar la excelente dureza a baja temperatura ajustando la densidad numérica de carburos en una o ambas de la martensita revenida y la bainita inferior a 1×10^6 (números/mm²) o más. Por consiguiente, se fija la densidad numérica de carburos en una o ambas de la martensita revenida y la bainita inferior a 1×10^6 (números/mm²) o más, deseablemente a 5×10^6 (números/mm²) o más, más deseablemente a 1×10^7 (números/mm²) o más.

Además, el tamaño de los carburos precipitados mediante el tratamiento anterior en la presente invención es pequeño, de 300 nm o menos, y la mayoría de los carburos precipitan en los listones de la martensita o la bainita; por consiguiente, se supone que la dureza a baja temperatura no se degrada.

25 Se mide la densidad numérica de los carburos del siguiente modo: se extraen muestras como superficies de observación usando secciones transversales en la dirección del grosor de la lámina, que es paralela a la dirección de laminación de la lámina de acero; se pulen las superficies de observación y se corroen con nital, y se observa un intervalo de 1/8 a 3/8 de grosor centrado a 1/4 del grosor de la lámina mediante un microscopio de barrido electrónico de emisión de campo (FE-SEM). Se realiza la medición de la densidad numérica de carburos basados en hierro sobre diez campos a 5.000 aumentos por cada muestra.

30 Con objeto de aumentar aún más la dureza a baja temperatura, se incluyen una o ambas de martensita revenida y bainita inferior como fase principal, y además se fija su tamaño del cristal efectivo en 10 μ m o menos. Los efectos del aumento de la dureza a baja temperatura resultan obvios ajustando el tamaño del cristal efectivo en 10 μ m o menos; por consiguiente, se fija el tamaño del cristal efectivo en 10 μ m o menos, deseablemente 8 μ m o menos. El tamaño del cristal efectivo aquí mencionado significa una región rodeada de límites de granos que tienen una diferencia de orientación del cristal de 15° o más, que se describirá más adelante, y corresponde a un tamaño de grano de bloque en la martensita o la bainita.

35 A continuación, se describirán métodos para identificar el tamaño medio del grano de cristal y la estructura. En la presente invención, se definen el tamaño medio del grano de cristal, la ferrita y la austenita retenida usando microscopía de imágenes de orientación por patrones de difracción de electrones retrodispersados (EBSP-OIM™). Se configura el método de EBSP-OIM™ mediante un aparato y un software mediante los cuales se irradia una muestra muy inclinada con haces de electrones en un microscopio de barrido electrónico (SEM), se toma la imagen de los patrones de Kikuchi formados por retrodispersión mediante una cámara de alta sensibilidad y se realiza el procesamiento de las imágenes por ordenador, para medir la orientación del cristal del punto de irradiación en un corto período de tiempo. En el método EBSP, es posible analizar cuantitativamente la microestructura y las orientaciones del cristal sobre la superficie de la muestra en masa; el área de análisis es una región que se puede observar mediante un SEM, y, dependiendo de la resolución del SEM, se puede analizar una resolución de un mínimo de 20 nm. En la presente invención, a partir de una imagen cuyo mapa se obtiene definiendo la diferencia de orientación en los granos del cristal como de 15°, que es el umbral de los límites de granos de gran ángulo reconocidos comúnmente como límites de los granos de cristal, se visualizan los granos y se obtiene el tamaño medio de los granos de cristal.

40 El índice de aspectos de los granos de cristal efectivos (aquí, esto significa una región rodeada de límites de granos de 15° o más) de la martensita revenida y la bainita es deseablemente de 2 o menos. Los granos aplanados en una dirección específica tienen una elevada anisotropía, y frecuentemente tienen una baja dureza debido a que las grietas se propagan a lo largo de los límites de los granos en el momento de realizar la prueba Charpy. Por consiguiente, es necesario hacer los granos de cristal efectivos lo más isométricos posible. En la presente invención, se observa una sección transversal de la lámina de acero en la dirección de laminación, y se define el índice (= L/T) de la longitud en la dirección de laminación (L) con respecto a la longitud en la dirección del grosor de la lámina (T) como índice de aspectos.

Composición química de la lámina de acero

A continuación, se describirán las razones para los límites impuestos sobre la composición química de la lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según la presente invención. Obsérvese que % como contenido significa % en masa.

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

10 El C contribuye a un aumento en la resistencia del material base y a una mejora en la templabilidad por horneado, y también genera carburos basados en hierro, tales como cementita (Fe_3C), que sirven como punto de partida de la rotura en el momento de la expansión de los agujeros. Si el contenido en C es menor del 0,01%, no puede obtenerse el efecto de aumento de la resistencia como resultado del refuerzo de la estructura mediante una fase de generación con transformación a baja temperatura. Si el contenido supera el 0,2%, disminuirá la ductibilidad y aumentarán los carburos basados en hierro, tales como cementita (Fe_3C), que sirven como punto de partida de la rotura en un plano de cizalladura bidimensional en el momento del proceso de taladrado, dando como resultado la degradación de la formabilidad, tal como expansibilidad de los agujeros. Por lo tanto, se limita el contenido en C al intervalo del 0,01% al 0,2%.

15 Si: 0,001% a 2,5%

20 El Si contribuye a un aumento en la resistencia del material base y se puede usar como desoxidante de acero fundido. Por consiguiente, hay un contenido del 0,001% o más en Si según sea necesario. Sin embargo, si el contenido supera el 2,5%, se saturará el efecto de contribución al aumento de resistencia; por consiguiente, se limita el contenido en Si al 2,5% o menos. Además, cuando el contenido en Si es del 0,1% o más, a medida que aumenta el contenido se suprime más la precipitación de carburos basados en hierro, tales como cementita, en la estructura del material, contribuyendo al aumento de resistencia y a la expansibilidad de los agujeros. Si el contenido en Si supera el 2,5%, se saturará el efecto de supresión de la precipitación de carburos basados en hierro. Por lo tanto, el intervalo deseable del contenido en Si es del 0,1% al 2,5%.

Mn: 1% a 4%

25 El Mn puede estar contenido de tal modo que la estructura de la lámina de acero pueda tener una fase principal de una o ambas de martensita revenida y bainita inferior mediante, además de concentración de la solución, endurecimiento con apagado. Si se realiza la adición de tal forma que el contenido en Mn supere el 4%, este efecto se saturará. Por otro lado, si el contenido en Mn es inferior al 1%, no se mostrarán los efectos de supresión de la transformación de ferrita y la transformación de bainita fácilmente durante el enfriamiento. Por consiguiente, el contenido en Mn es del 1% o más, más deseablemente del 1,4% al 3,0%.

30 Uno o ambos de Ti y Nb: 0,01% a un 0,30% en total

35 Cada uno de Ti y Nb es el elemento constituyente más importante para conseguir tanto la excelente dureza a baja temperatura como la resistencia elevada de 980 MPa o más. Sus carbonitruros o el Ti y el Nb disueltos retrasan el crecimiento de los granos en el momento de la laminación en caliente, contribuyendo así al refinamiento del tamaño de grano de una lámina laminada en caliente y al aumento en la dureza a baja temperatura. El N disuelto es importante, ya que el N disuelto promueve el crecimiento de los granos. Al mismo tiempo, el Ti es particularmente importante, ya que el Ti puede existir como TiN para contribuir al aumento en la dureza a baja temperatura mediante el refinamiento del tamaño de grano en el momento de calentar el bloque. Con objeto de obtener un tamaño de grano de la lámina laminada en caliente de $10\ \mu\text{m}$ o menos, el contenido en Ti y Nb, solos o en combinación, necesita ser del 0,01% o más. Si el contenido total en Ti y Nb supera el 0,30%, se saturará el efecto anterior y disminuirá la eficacia económica. Por lo tanto, el contenido en Ti y Nb en total está deseablemente en el intervalo del 0,02% al 0,25%, más deseablemente en el intervalo del 0,04% al 0,20%.

Al: 0% a 2,0%

45 Puede haber contenido en Al, ya que el Al suprime la formación de cementita grosera y aumenta la dureza a baja temperatura. Además, el Al puede ser usado como desoxidante. Sin embargo, un Al excesivo aumentará el número de inclusiones groseras basadas en Al, para dar como resultado la degradación de la expansibilidad de los agujeros y arañazos superficiales. Por lo tanto, el límite superior del contenido en Al es del 2,0%, deseablemente del 1,5%. Como es difícil contener un 0,001% o menos de Al, éste es un límite inferior sustancial.

N: de 0% a 0,01%

50 Puede haber contenido en N, ya que el N aumenta la templabilidad por horneado. Sin embargo, el N podría dar lugar a la formación de sopladuras en el momento de la soldadura, lo que podría disminuir la resistencia de las juntas de las partes soldadas. Por consiguiente, el contenido en N necesita ser del 0,01% o inferior. Por otro lado, el que el contenido en N sea del 0,0005% o menos no es eficiente económicamente, y, por lo tanto, el contenido en N es deseablemente del 0,0005% o más.

Los elementos anteriores son la composición química básica de la lámina de acero laminada en caliente según la presente invención, y puede estar además contenida la siguiente composición.

5 Puede haber contenido en uno o más de Cu, Ni, Mo, V y Cr, ya que estos elementos suprimen la transformación de ferrita en el momento del enfriamiento y cambian la estructura de la lámina de acero a una o ambas de una estructura de martensita revenida y una estructura de bainita inferior. Además, pueden estar contenidos uno o más de estos elementos, ya que estos elementos tienen un efecto de aumento de la resistencia de la lámina de acero laminada en caliente por reforzamiento por precipitación o reforzamiento en solución. Sin embargo, si el contenido en cada uno de Cu, Ni, Mo, V y Cu es inferior al 0,01%, no se mostrarán los efectos anteriores suficientemente. Además, si el contenido en Cu sobrepasa el 2,0%, el contenido en Ni sobrepasa el 2,0%, el contenido en Mo sobrepasa el 1,0%, el contenido en V sobrepasa el 0,3% y el contenido en Cr sobrepasa el 2,0%, los efectos anteriores se saturarán y disminuirá la eficacia económica. Por lo tanto, es deseable que, en caso de contenido en uno o más de Cu, Ni, Mo, V y Cr según sea necesario, los contenidos en Cu, Ni, Mo, V y Cr varíen del 0,01% al 2,0%, del 0,01% al 2,0%, del 0,01% al 1,0%, del 0,01% al 0,3% y del 0,01% al 2,0%, respectivamente.

15 Puede haber contenido en uno o más de Mg, Ca y MTR (metal de tierras raras), ya que estos elementos controlan la forma de las inclusiones no metálicas que sirven como punto de partida de la fractura y un factor de la degradación de la procesabilidad para aumentar la procesabilidad. Cuando el contenido total en Ca, MTR y Mg es del 0,0005%, los efectos serán obvios. Por consiguiente, en caso de que estén contenidos uno o más de estos elementos, su contenido total necesita ser del 0,0005% o más. Además, si el contenido en Mg sobrepasa el 0,01%, el contenido en Ca sobrepasa el 0,01% y el contenido en MTR sobrepasa el 0,1%, se saturarán los efectos anteriores y disminuye la eficacia económica. Por lo tanto, es deseable que el contenido en Mg, el contenido en Ca y el contenido en MTR varíen del 0,0005% al 0,01%, del 0,0005% al 0,01% y del 0,0005% al 0,1%, respectivamente.

25 B contribuye al cambio de la estructura de la lámina de acero en una o ambas de una estructura de martensita revenida y una estructura de bainita inferior retrasando la transformación de la ferrita. Además, del mismo modo que C, segregando B en los límites de los granos para aumentar la resistencia de los límites de los granos, se aumenta la dureza a baja temperatura. Por lo tanto, B puede estar contenido en la lámina de acero. Sin embargo, este efecto se vuelve obvio cuando el contenido en B en la lámina de acero es del 0,0002% o más; por consiguiente, su límite inferior es deseablemente del 0,0002%. Por otro lado, si el contenido en B sobrepasa el 0,01%, se satura el efecto y disminuye la eficacia económica; por consiguiente, el límite superior es del 0,01%. El contenido en B está deseablemente en el intervalo del 0,0005% al 0,005%, más deseablemente del 0,0007% al 0,0030%.

30 En cuanto a los otros elementos, incluso cuando están contenidos uno o más de Zr, Sn, Co, Zn y W en un contenido total del 1% o menos, se confirma que los efectos de la presente invención no están dañados. Entre estos elementos, Sn podría generar arañazos en el momento de la laminación en caliente; por consiguiente, su contenido es deseablemente del 0,05% o menos.

35 En la presente invención, la composición aparte de lo anterior es Fe, pero son aceptables impurezas inevitables que se mezclan procedentes de las materias primas para la fusión, tales como restos o refractarios. Son impurezas típicas las siguientes.

P: 0,10% o menos

40 El P, que es una impureza contenida en el arrabio fundido, se segrega en los límites de los granos, y, a medida que su contenido aumenta, disminuye más la dureza a baja temperatura. Por consiguiente, el contenido en P es deseablemente lo más bajo posible, y es del 0,10% o menos, ya que si el contenido es mayor del 0,10% habrá efectos adversos sobre la procesabilidad y la soldabilidad. En particular, considerando la soldabilidad, el contenido en P es deseablemente del 0,03% o menos. Cuanto menor sea el contenido en P, más preferible es; sin embargo, una reducción mayor de lo necesario cargará a un proceso de fabricación de acero con una pesada carga. Por consiguiente, el límite inferior del contenido en P puede ser del 0,001%.

45 S: 0,03% o menos

50 El S es también una impureza contenida en el arrabio fundido. Si el contenido en S es demasiado elevado, se generará rotura en el momento de la laminación en caliente, y también se generarán inclusiones tales como MnS, que degrada la expansibilidad de los agujeros. Por consiguiente, el contenido en S debe ser lo más bajo posible, y un 0,03% o menos está dentro de un intervalo aceptable. Por lo tanto, el contenido en S es del 0,03% o menos. Obsérvese que, en caso de que sea necesaria una cierta expansibilidad de los agujeros, el contenido en S es preferiblemente del 0,01% o menos, más preferiblemente del 0,005% o menos. Cuanto menor sea el contenido en S, más preferible es; sin embargo, una reducción mayor de lo necesario cargará a un proceso de fabricación de acero con una pesada carga. Por consiguiente, el límite inferior del contenido en S puede ser del 0,0001%.

O: 0,01% o menos

55 Demasiado O genera óxidos groseros que sirven como punto de partida de fractura en el acero y causa fractura quebradiza o agrietamiento inducido por hidrógeno, de tal modo que el contenido en O es de 0,01 o menos. Para la soldabilidad *in situ*, el contenido en O es deseablemente del 0,03% o menos. El contenido en O puede ser del

0,0005% o más, ya que el O dispersa un gran número de óxidos finos en el momento de la desoxidación del acero fundido.

La lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según la presente invención, que tiene la estructura y la composición química antes descritas, puede tener una resistencia elevada a la corrosión por inclusión, sobre su superficie, de una capa galvanizada por inmersión en caliente formada por un tratamiento de galvanización por inmersión en caliente y una capa galvanorrecochida formada por un tratamiento de galvanorrecochido (tratamiento de galvanorrecochido significa tratamiento usando un procedimiento de enchapado por inmersión en caliente y un procedimiento de aleación). Obsérvese que la capa enchapada no se limita a zinc puro, y que se pueden añadir cualesquiera de los elementos tales como Si, Mg, Zn, Al, Fe, Mn, Ca y Zr para aumentar aún más la resistencia a la corrosión. La inclusión de dicha capa enchapada no perjudica a la excelente templabilidad por horneado y dureza a baja temperatura de la presente invención.

De manera alternativa, se pueden mostrar los efectos de la presente invención incluyendo una capa de tratamiento superficial formada por cualquiera de los siguientes: formación de una película orgánica, laminación de película, tratamiento con sales orgánicas/sales inorgánicas, tratamiento sin cromo y similares.

Método para producir la lámina de acero

A continuación, se describirá un método para producir la lámina de acero según la presente invención.

Con objeto de conseguir la excelente templabilidad por horneado y dureza a baja temperatura, es importante que la densidad de dislocaciones sea de 1×10^{16} ($1/m^2$) o menos, que el número de carburos basados en hierro sea de 1×10^6 (números/ mm^2) o más y que el contenido total en una o ambas de martensita revenida y bainita inferior, cada una de las cuales tiene un tamaño de grano de 10 μm o menos, sea del 90% o más. A continuación, se describirán detalles de las condiciones de producción para satisfacer la totalidad de las condiciones anteriores.

No hay ninguna limitación particular sobre el método de producción antes de la laminación en caliente. Es decir, después de fundir en un alto horno, un horno eléctrico o similar, se realiza un refinado secundario de maneras diversas, de tal modo que la composición se ajuste para ser la composición anterior, seguido de vaciado por vaciado continuo normal, un método de lingotes, vaciado en bloques delgados o similar.

En caso de vaciado continuo, se puede llevar a cabo un enfriamiento para hacer que la temperatura sea baja, y se puede llevar a cabo luego un recalentamiento antes de la laminación en caliente, se puede laminar en caliente un lingote sin enfriamiento hasta la temperatura ambiente, o se puede laminar en caliente un bloque de vaciado de manera continua. Siempre que se pueda controlar la composición dentro del intervalo según la presente invención, se pueden usar los restos como materia prima.

Se obtiene la lámina de acero de resistencia elevada según la presente invención cuando se satisfacen los siguientes requerimientos.

Para producir la lámina de acero de resistencia elevada, se realiza una fusión para obtener una composición de lámina de acero predeterminada, y luego, eventualmente después de enfriar, se calienta un bloque de vaciado hasta una temperatura de 1.200°C o más, se completa la laminación en caliente a una temperatura de 900°C o más, se enfría la lámina de acero a una velocidad de enfriamiento de 50°C/s o más como media desde una temperatura de laminación final hasta 400°C y se bobina la lámina de acero a una temperatura inferior a 400°C y a una velocidad de enfriamiento no superior a 50°C/s. De este modo, es posible producir una lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada que tiene una excelente templabilidad por horneado y dureza a baja temperatura con una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más.

La temperatura para calentar el bloque en la laminación en caliente necesita ser de 1.200°C o más. En la lámina de acero según la presente invención, se evita que los granos de austenita sean groseros usando Ti y Nb disueltos, y, por consiguiente, es necesario disolver NbC y TiC que han precipitado en el momento del vaciado. Si la temperatura para calentar el bloque es inferior a 1.200°C, los carburos de Nb y Ti tardarán mucho tiempo en fundirse y, por lo tanto, no se refinará el tamaño de grano de los cristales a continuación y no se mostrará el efecto de aumento de la dureza a baja temperatura causado por el refinamiento. Por lo tanto, la temperatura para calentar el bloque necesita ser de 1.200°C o más. El efecto de la presente invención puede mostrarse incluso sin ningún límite superior en particular sobre la temperatura para calentar el bloque; sin embargo, una temperatura excesivamente elevada para el calentamiento no es eficaz económicamente. Por lo tanto, el límite superior sobre la temperatura para calentar el bloque es deseablemente inferior a 1.300°C.

La temperatura de laminación final necesita ser de 900°C o más. Se añaden grandes cantidades de Ti y Nb a la lámina de acero según la presente invención con objeto de refinar el tamaño de grano de la austenita. Por consiguiente, si se realiza la laminación final en un intervalo de temperatura de menos de 900°C, será improbable que la austenita se recristalice y se generarán granos que se extienden en la dirección de la laminación, causando fácilmente la degradación de la dureza. Además, cuando la austenita no recristalizada se transforma en martensita o bainita, las dislocaciones acumuladas en la austenita son heredadas por la martensita o la bainita, de tal modo que la densidad de dislocaciones en la lámina de acero no puede estar dentro del intervalo regulado en la presente

invención, para dar como resultado la degradación de la templabilidad por horneado. Por lo tanto, la temperatura de laminación final es de 900°C o más.

Es necesario realizar el enfriamiento a una velocidad media de enfriamiento de 50°C/s o más desde la temperatura de laminación final hasta 400°C. Si la velocidad de enfriamiento es inferior a 50°C/s, se formará ferrita a medio camino del enfriamiento y resultará difícil hacer que la razón de volumen de la fase principal, una o ambas de martensita revenida y bainita inferior, sea del 90% o más. Por consiguiente, la velocidad media de enfriamiento necesita ser de 50°C/s o más. Sin embargo, si no se forma ferrita durante el proceso de enfriamiento, se puede realizar un enfriamiento con aire a temperaturas de desde la temperatura de laminación final hasta 400°C.

Obsérvese que es preferible fijar la velocidad de enfriamiento desde un punto Bs hasta la temperatura a la cual se genera la bainita inferior (a la que en lo sucesivo se hará referencia como temperatura de generación de bainita inferior) a 50°C/s o más. Esto es para evitar la formación de bainita superior. Si la velocidad de enfriamiento desde el punto Bs hasta la temperatura de generación de bainita inferior es menor de 50°C/s, se generará la bainita superior; además, se generará martensita fresca (martensita que tiene una gran densidad de dislocaciones) entre listones de bainita, o existirá austenita retenida (se transformará en martensita que tiene una gran densidad de dislocaciones en el momento del procesado), para dar como resultado la degradación de la templabilidad por horneado y la dureza a baja temperatura. Obsérvese que el punto Bs es la temperatura a la cual comienza a generarse bainita superior, definiéndose la temperatura dependiendo de la composición, y es de 550°C por razones de conveniencia. Aunque también se define dependiendo de la composición, la temperatura de generación de bainita inferior es de 400°C por razones de conveniencia. Desde la temperatura de laminación final hasta 400°C, se fija la velocidad media de enfriamiento a 50°C/s o más, y se fija la velocidad de enfriamiento especialmente desde 550°C hasta 400°C a 50°C/s o más.

Obsérvese que el establecimiento de la velocidad media de enfriamiento a 50°C/s o más desde la temperatura de laminación final hasta 400°C incluye el caso en el que se fija la velocidad de enfriamiento a 50°C/s o más desde la temperatura de la laminación final hasta 550°C y se fija la velocidad de enfriamiento a menos de 50°C/s desde 550°C hasta 400°C. Sin embargo, en esta condición, se genera fácilmente bainita superior, y se podría generar parcialmente más de un 10% de bainita superior. Por consiguiente, es preferible fijar la velocidad de enfriamiento a 50°C/s o más desde 550°C hasta 400°C.

La velocidad máxima de enfriamiento a temperaturas inferiores a 400°C necesita ser inferior a 50°C/s. Esto es para preparar una fase principal de una o ambas de martensita revenida y bainita inferior en la que la densidad de dislocaciones y la densidad numérica de carburos basados en hierro se establecen dentro del intervalo anterior. Si la velocidad máxima de enfriamiento es de 50°C/s o más, los carburos basados en hierro y la densidad de dislocaciones no estarán dentro del intervalo anterior, y no se obtienen la excelente templabilidad por horneado y dureza. Por lo tanto, la velocidad máxima de enfriamiento necesita ser inferior a 50°C/s.

Aquí, se consigue el enfriamiento a temperaturas inferiores a 400°C y a una velocidad de enfriamiento no mayor de 50°C/s por enfriamiento con aire, por ejemplo. El enfriamiento aquí no sólo significa enfriamiento, sino que también incluye el bobinado de la lámina de acero en mantenimiento isotérmico, es decir, bobinado a temperaturas inferiores a 400°C. Además, se controla la velocidad de enfriamiento en este intervalo de temperatura con objeto de controlar la densidad de dislocaciones y la densidad numérica de carburos basados en hierro en la estructura de la lámina de acero. Por lo tanto, después de realizar el enfriamiento de tal forma que la temperatura se convierta en la temperatura a la cual se inicia la transformación de la martensita (punto Ms) o inferior, incluso cuando se aumenta la temperatura y se realiza un recalentamiento, es aún posible obtener una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, una excelente templabilidad por horneado y una excelente dureza, que son los efectos de la presente invención.

En general, la transformación de la ferrita necesita ser suprimida para obtener martensita, y se dice que es necesario enfriar a 50°C/s o más. Además, a bajas temperaturas, se producen dislocaciones desde un intervalo de temperatura denominado intervalo de ebullición de película, en el que el coeficiente de transferencia de calor es relativamente bajo y el enfriamiento es difícil, hasta un intervalo de temperatura denominado intervalo de temperatura de ebullición nucleada en el que el coeficiente de transferencia de calor es alto y el enfriamiento es fácil. En caso de detener el enfriamiento a un intervalo de temperatura inferior a 400°C, es probable que la temperatura de bobinado varíe, y, por consiguiente, que varíe la calidad del material. Por lo tanto, típicamente, se ha ajustado con frecuencia la temperatura de bobinado a temperaturas mayores de 400°C o a la temperatura ambiente.

Como resultado, se supone que no se ha descubierto en la técnica relacionada que el bobinado a temperaturas inferiores a 400°C o la disminución de la velocidad de enfriamiento puedan llevar a una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, a una excelente templabilidad por horneado y a una excelente dureza a temperatura.

Obsérvese que, con objeto de aumentar la ductilidad mediante la corrección de la lámina de acero y la formación de dislocaciones móviles, después de finalizar todas las etapas, se realiza deseablemente una laminación skin-pass a una reducción del 0,1% al 2%. Además, después de finalizar todas las etapas, con objeto de eliminar las incrustaciones unidas a la superficie de la lámina de acero laminada en caliente así obtenida, se puede decapar la lámina de acero laminada en caliente según sea necesario. Además, después de decapar, se puede someter la

lámina de acero laminada en caliente resultante a skin-pass o laminación en frío a una reducción del 10% o menos de un modo en línea o fuera de línea.

5 Se produce la lámina de acero de la presente invención por vaciado continuo, laminación basta, laminación final o decapado, que son procedimientos típicos de laminación en caliente; sin embargo, incluso cuando se omite parte de ellos en la producción, se pueden asegurar los efectos de la presente invención, que son una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, una excelente templabilidad por horneado y una excelente dureza a baja temperatura.

10 Además, después de producir la lámina de acero laminada en caliente, incluso cuando se lleva a cabo un tratamiento térmico en un intervalo de temperatura de 100°C a 600°C de un modo en línea o fuera de línea con objeto de precipitar los carburos, se pueden asegurar los efectos de la presente invención, que son una excelente templabilidad por horneado, una excelente dureza a baja temperatura y una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más.

15 La lámina de acero que tiene una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más en la presente invención significa una lámina de acero que tiene 980 MPa o más de tensión de tracción máxima medida por pruebas de tracción en conformidad con JIS Z 2241 usando una pieza de ensayo JIS N° 5 cortada en dirección perpendicular a la dirección de laminación de la laminación en caliente.

20 La lámina de acero que tiene una excelente templabilidad por horneado en la presente invención significa una lámina de acero que tiene 60 MPa o más, deseablemente 80 MPa o más, de diferencia en límite elástico en el momento de las pruebas de retensión después de impartir un 2% de pretensión de tracción, seguido de tratamiento térmico a 170°C durante 20 minutos. La diferencia anterior corresponde a la templabilidad por horneado (TH) medida en conformidad con los métodos de ensayo de endurecimiento por horneado-revestimiento descritos en un apéndice de JIS G 3135.

25 La lámina de acero que tiene una excelente dureza a bajas temperaturas en la presente invención significa una lámina de acero que tiene una temperatura de dislocación de fracción de -40°C(vTrs) medida mediante las pruebas de Charpy realizadas en conformidad con JIS Z 2242. En la presente invención, como la lámina de acero diana es principalmente utilizada para aplicaciones de automóviles, el espesor es típicamente de aproximadamente 3 mm. Por lo tanto, se tritura la superficie de la lámina de acero laminada en caliente y se procesa la lámina de acero en una pieza de ensayo con un subtamaño de 2,5 mm.

Ejemplos

30 El contenido técnico de la presente invención será descrito mediante Ejemplos de la presente invención.

Como Ejemplos, se describirán los aceros inventivos A a S que satisfacen las condiciones de la presente invención y los aceros comparativos a a k, cuyas composiciones componentes se muestran en la Tabla 1, y los resultados de sus estudios.

35 Después de vaciar estos aceros, se calentaron directamente los aceros hasta un intervalo de temperatura de 1.030°C a 1.300°C, o se enfriaron los aceros hasta la temperatura ambiente y se recalentaron luego hasta este intervalo de temperatura. Luego, se llevó a cabo una laminación en caliente en las condiciones mostradas en las Tablas 2-1 y 2-2, se realizó la laminación final a temperaturas de 760°C a 1.030°C y se realizaron un enfriamiento y un bobinado en las condiciones mostradas en las Tablas 2-1 y 2-2. De este modo, se produjeron láminas de acero laminadas en caliente que tenían un grosor de 3,2 mm. Se realizó luego un decapado y se llevó a cabo una laminación skin-pass al 5%.

40 Se cortaron diversas piezas de ensayo de las láminas de acero laminadas en caliente así obtenidas para realizar las pruebas de calidad de los materiales y la observación de la estructura.

Se realizaron las pruebas de tracción cortando piezas de ensayo JIS N° 5 en dirección perpendicular a la dirección de laminación, en conformidad con JIS Z 2242.

45 Se midió la templabilidad por horneado cortando piezas de ensayo JIS N° 5 en dirección perpendicular a la dirección de laminación, en conformidad con un método de ensayo de endurecimiento por horneado-revestimiento descrito en un apéndice de JIS G 3135. La pretensión era del 2% y las condiciones de tratamiento térmico eran de 170°C ×20 minutos.

50 Se realizaron las pruebas de Charpy en conformidad con JIS Z 2242, y se midieron las temperaturas de dislocación de fractura. Dado que cada una de las láminas de acero de la presente invención tenía un espesor de menos de 10 mm, se trituraron las dos superficies de la lámina de acero laminada en caliente para que tuviera un espesor de 2,5 mm, y se realizaron luego las pruebas de Charpy.

Se obtuvieron algunas de las láminas de acero como lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente (GI) y lámina de acero galvanorrecocta(GA) por calentamiento de la lámina de acero laminada en caliente hasta una

temperatura de 660°C a 720°C, y realización de un tratamiento de galvanización por inmersión en caliente o un tratamiento de enchapado, seguido de un tratamiento térmico de aleación a una temperatura de 540°C a 580°C, de tal modo que se realizaron las pruebas de calidad de los materiales.

5 Se llevó a cabo la observación de la microestructura por el método anterior, y se midió cada estructura en cuanto a fracción de volumen, densidad de dislocaciones, la densidad numérica de carburos basados en hierro, tamaño del cristal efectivo y razón de aspectos.

Las Tablas 3-1 y 3-2 muestran los resultados.

10 Está claro que sólo los aceros que satisfacen las condiciones de la presente invención tenían una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, una excelente templabilidad por hornado y una excelente dureza a baja temperatura.

15 Por el contrario, los aceros A-3, B-4, E-4, J-4, M-4 y S-4 no pudieron tener la fracción de estructura y el tamaño del cristal efectivo dentro del intervalo de la presente invención, y tenían una menor resistencia y una pobre dureza a baja temperatura, porque los carburos de Ti y Nb que precipitaron en el momento del vaciado es improbable que se disuelvan debido a que la temperatura para el calentamiento del bloque es inferior a 1.200°C, incluso aunque las otras condiciones de la laminación en caliente estuvieran dentro del intervalo de la presente invención.

20 Los aceros A-4, B-5, J-5, M-5 y S-5 se formaron a una temperatura de laminación final demasiado baja, de tal modo que se realizó la laminación en un intervalo de austenita no recristalizada. Por consiguiente, la densidad de dislocaciones en la lámina laminada en caliente se hizo demasiado elevada y la templabilidad por hornado se volvió pobre, y, además, los granos se extendieron en la dirección de laminación y la razón de aspectos era alta. Por lo tanto, los aceros A-4, B-5, J-5, M-5 y S-5 tenían una elevada razón de aspectos y una dureza pobre.

25 Los aceros A-5, B-6, J-6, M-6 y S-6 se formaron a una velocidad de enfriamiento inferior a 50°C/s desde la temperatura de laminación final hasta 400°C, de tal modo que se formó una gran cantidad de ferrita durante el enfriamiento. Por consiguiente, apenas se aseguró una resistencia elevada y la interfaz entre ferrita y martensita sirvió como punto de partida de fractura. Por lo tanto, los aceros A-5, B-6, J-6, M-6 y S-6 tenían una pobre dureza a baja temperatura.

Los aceros A-6, B-7, J-7, M-7 y S-7 se formaron a una velocidad máxima de enfriamiento de 50°C/s o más a temperaturas inferiores a 400°C, de tal modo que la densidad de dislocaciones en la martensita se hizo elevada y la templabilidad por hornado se volvió pobre. Además, la cantidad de precipitación de carburos era insuficiente, y, por lo tanto, los aceros A-6, B-7, J-7, M-7 y S-7 tenían una pobre dureza a baja temperatura

30 Obsérvese que, en el acero B-3 en los Ejemplos, en caso de fijar la velocidad de enfriamiento a 45°C/s desde 550°C hasta 400°C, la velocidad de enfriamiento media era de 80°C/s desde 950°C, que es la temperatura de laminación final, hasta 400°C. Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento media de 50°C o más quedó satisfecha; sin embargo, la estructura de la lámina de acero incluía un 10% o más de bainita superior parcialmente, y su calidad de materiales varió.

35 Un acero A-7 se formó a una temperatura de bobinado de hasta 480°C, de tal modo que la estructura de la lámina de acero se convirtió en una estructura de bainita superior. Por consiguiente, apenas se obtuvo una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más y los carburos basados en hierro groseros precipitados entre los listones existentes en la estructura de bainita superior sirvieron como punto de partida de fractura. Por lo tanto, el acero A-7 tenía una pobre dureza a baja temperatura.

40 Los aceros B-8, J-8 y M-8 se formaron a temperaturas de bobinado de hasta 580°C a 620°C, de tal modo que la estructura de la lámina de acero se convirtió en una estructura mixta de ferrita y pearlita que incluía carburos de Ti y Nb. Por consiguiente, la mayor parte del C en la lámina de acero precipitó como carburos, y no se aseguró una cantidad suficiente de C disuelto. Por lo tanto, los aceros B-8, J-8 y M-8 tenían una pobre templabilidad por hornado.

45 Además, como se muestra en los aceros A-8, A-9, B-9, B-10, E-6, E-7, J-9, J-10, M-9, M-10, S-9 y S-10, incluso cuando se realiza un tratamiento de galvanorrecocido o un tratamiento de galvanorrecocido, se puede asegurar la calidad de los materiales de la presente invención.

50 Por el contrario, los aceros a a k cuyos componentes de la lámina de acero no estaban dentro del intervalo de la presente invención no fueron capaces de tener una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, una excelente templabilidad por hornado y una excelente dureza a baja temperatura, como se define en la presente invención.

ES 2 703 779 T3

Tabla 1

Acero	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	Otros	Nota
A	0,054	1,32	2,34	0,009	0,0009	0,029	0,0024	0,0022	0,192	-	-	Acero inv.
B	0,063	1,16	2,91	0,012	0,0024	0,033	0,0021	0,0016	0,103	0,021	-	Acero inv.
C	0,069	0,76	2,31	0,015	0,0023	0,024	0,0021	0,0016	0,062	0,031	Cu=0,23	Acero inv.
D	0,070	0,59	2,39	0,007	0,0016	0,018	0,0029	0,0020	0,049	0,039	Ni=0,42	Acero inv.
E	0,068	0,72	1,89	0,010	0,0038	0,016	0,0027	0,0023	-	0,087	Mo=0,38	Acero inv.
F	0,059	1,76	2,42	0,008	0,0043	0,011	0,0026	0,0015	0,024	0,016	V=0,046	Acero inv.
G	0,068	1,06	1,78	0,006	0,0012	0,032	0,0025	0,0027	0,101	-	Cr=0,62	Acero inv.
H	0,082	0,64	2,28	0,009	0,0005	0,006	0,0027	0,0021	0,089	-	Mg=0,0014	Acero inv.
I	0,060	0,54	2,30	0,014	0,0038	0,010	0,0032	0,0016	0,102	-	Ca=0,0008	Acero inv.
J	0,073	0,08	2,53	0,018	0,0026	1,080	0,0072	0,0009	0,052	0,012	B=0,0028	Acero inv.
K	0,070	0,84	2,32	0,007	0,0019	0,020	0,0016	0,0018	0,027	0,011	MTR=0,0038	Acero inv.
L	0,103	0,89	2,27	0,009	0,0030	0,017	0,0030	0,0016	0,086	-	-	Acero inv.
M	0,109	0,92	2,07	0,012	0,0024	0,034	0,0320	0,0022	0,049	0,025	B=0,0013	Acero inv.
N	0,107	0,85	1,64	0,011	0,0027	0,016	0,0016	0,0018	0,099	-	Cr=1,26	Acero inv.
O	0,111	0,69	2,31	0,016	0,0007	0,010	0,0027	0,0021	0,095	-	Ca=0,0022	Acero inv.
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	Acero inv.
Q	0,157	1,22	2,34	0,010	0,0018	0,030	0,0030	0,0023	0,048	0,009	B=0,0009	Acero inv.
R	0,161	1,08	2,31	0,009	0,0021	0,028	0,0024	0,0018	0,062	-	-	Acero inv.
S	0,200	0,87	2,11	0,013	0,0032	0,020	0,0023	0,0021	0,067	0,002	Cr=0,29	Acero inv.
a	<u>0,002</u>	0,34	1,32	0,062	0,0056	0,034	0,0033	0,0032	0,019	0,042	-	<u>Acero comp.</u>
b	<u>0,620</u>	1,32	2,16	0,013	0,0034	0,024	0,0021	0,0017	0,021	0,029	-	<u>Acero comp.</u>
c	0,084	<u>3,09</u>	2,34	0,021	0,0029	0,029	0,0023	0,0016	0,086	0,012	-	<u>Acero comp.</u>
d	0,072	0,86	<u>5,61</u>	0,032	0,0032	0,021	0,0019	0,0021	0,105	-	-	<u>Acero comp.</u>
f	0,063	0,84	2,13	<u>0,109</u>	0,0018	0,034	0,0035	0,0018	0,079	0,024	-	<u>Acero comp.</u>
g	0,065	0,73	1,89	0,018	<u>0,0510</u>	0,013	0,0031	0,0020	0,099	0,013	-	<u>Acero comp.</u>
h	0,073	0,69	1,99	0,008	0,0016	<u>2,462</u>	0,0030	0,0043	0,104	0,011	-	<u>Acero comp.</u>
i	0,084	0,75	2,05	0,013	0,0025	0,046	<u>0,0490</u>	0,0026	0,076	0,020	-	<u>Acero comp.</u>
j	0,091	0,81	2,13	0,016	0,0036	0,023	0,0025	0,0027	-	-	-	<u>Acero comp.</u>
k	0,076	0,82	1,97	0,009	0,0045	0,034	0,0029	0,0023	<u>0,406</u>	0,023	-	<u>Acero comp.</u>

Los intervalos más allá de la presente invención están subrayados.

ES 2 703 779 T3

Tabla 2-1

Acero	Temperatura para calentar el bloque (°C)	Temperatura de laminación final (°C)	Velocidad media de enfriamiento desde la final hasta 400°C (°C/s)	Velocidad de enfriamiento desde 550°C hasta 400°C (°C/s)	Velocidad máxima de enfriamiento a menos de 400°C (°C/s)	Temperatura de bobinado (°C)	Nota
A-1	1240	960	50	73	40	Temp. ambiente	Acero inv.
A-2	1230	940	50	73	<0,1	330	Acero inv.
A-3	<u>1030</u>	910	100	123	30	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
A-4	1240	<u>820</u>	70	93	35	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
A-5	1230	940	<u>20</u>	<u>43</u>	20	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
A-6	1220	960	70	93	<u>120</u>	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
A-7	1250	970	50	73	<0,1	<u>480</u>	<u>Acero comp.</u>
A-8	1240	950	60	83	40	Temp. ambiente	Acero inv.
A-9	1240	950	60	83	40	Temp. ambiente	Acero inv.
B-1	1260	950	50	73	40	Temp. ambiente	Acero inv.
B-2	1240	940	60	83	<0,1	390	Acero inv.
B-3	1250	950	120	143	<0,1	220	Acero inv.
B-4	<u>1060</u>	900	60	83	40	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
B-5	1230	<u>810</u>	50	73	30	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
B-6	1260	960	<u>15</u>	<u>38</u>	35	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
B-7	1240	950	70	93	<u>80</u>	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
B-8	1230	950	70	93	<0,1	<u>580</u>	<u>Acero comp.</u>
B-9	1260	980	60	83	40	Temp. ambiente	Acero inv.
B-10	1260	980	60	83	40	Temp. ambiente	Acero inv.
C-1	1250	970	60	83	20	Temp. ambiente	Acero inv.
D-1	1270	940	60	83	30	Temp. ambiente	Acero inv.
E-1	1260	1030	70	93	20	Temp. ambiente	Acero inv.

ES 2 703 779 T3

E-2	1250	1000	120	143	<0,1	340	Acero inv.
E-3	1250	1020	100	123	<0,1	240	Acero inv.
E-4	<u>1060</u>	910	60	83	40	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
E-5	1240	950	120	143	<u>100</u>	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
E-6	1260	1000	60	83	25	Temp. ambiente	Acero inv.
E-7	1260	1000	60	83	25	Temp. ambiente	Acero inv.
F-1	1240	920	60	83	30	Temp. ambiente	Acero inv.
G-1	1300	950	50	73	40	Temp. ambiente	Acero inv.
E-1	1250	930	60	83	30	Temp. ambiente	Acero inv.
I-1	1260	960	50	73	20	Temp. ambiente	Acero inv.
J-1	1250	950	80	103	35	Temp. ambiente	Acero inv.
J-2	1270	970	60	83	<0,1	390	Acero inv.
J-3	1230	960	120	143	<0,1	220	Acero inv.
J-4	<u>1090</u>	900	90	113	40	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
J-5	1240	<u>830</u>	50	73	35	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
J-6	1250	920	<u>10</u>	<u>33</u>	20	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
J-7	1230	950	70	93	<u>90</u>	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
J-8	1260	930	80	103	<0,1	<u>620</u>	<u>Acero comp.</u>
J-9	1230	940	70	93	<0,1	350	Acero inv.
J-10	1230	940	70	93	<0,1	350	Acero inv.

Los intervalos más allá de la presente invención están subrayados.

ES 2 703 779 T3

Tabla 2-2

Acero	Temperatura para calentar el bloque (°C)	Temperatura de laminación final (°C)	Velocidad media de enfriamiento desde la final hasta 400°C (°C/s)	Velocidad de enfriamiento desde 550°C hasta 400°C (°C/s)	Velocidad máxima de enfriamiento a menos de 400°C (°C/s)	Temperatura de bobinado (°C)	Nota
K-1	1240	970	60	83	20	Temp. ambiente	Acero inv.
L-1	1230	950	60	83	40	Temp. ambiente	Acero inv.
M-1	1280	980	70	93	30	Temp. ambiente	Acero inv.
M-2	1230	940	80	103	<0,1	330	Acero inv.
M-3	1250	950	60	83	<0,1	160	Acero inv.
M-4	<u>1100</u>	910	90	113	20	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
M-5	1250	<u>760</u>	100	123	40	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
M-6	1260	940	<u>20</u>	<u>43</u>	30	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
M-7	1240	930	80	103	<u>100</u>	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
M-8	1230	960	70	93	<0,1	600	<u>Acero comp.</u>
M-9	1240	950	80	103	<0,1	310	Acero inv.
M-10	1240	950	80	103	<0,1	310	Acero inv.
N-1	1250	980	80	103	20	Temp. ambiente	Acero inv.
O-1	1240	950	60	83	30	Temp. ambiente	Acero inv.
P-1	1240	960	60	83	25	Temp. ambiente	Acero inv.
Q-1	1240	940	60	83	40	Temp. ambiente	Acero inv.
R-1	1260	950	70	93	30	Temp. ambiente	Acero inv.
S-1	1230	970	80	103	20	Temp. ambiente	Acero inv.
S-2	1220	980	60	83	<0,1	360	Acero inv.
S-3	1270	940	80	103	<0,1	200	Acero inv.
S-4	<u>1060</u>	950	70	93	30	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
S-5	1230	<u>830</u>	150	173	20	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>

ES 2 703 779 T3

S-6	1250	960	<u>10</u>	<u>33</u>	20	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
S-7	1230	970	70	93	<u>120</u>	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
S-8	1280	960	80	103	<0,1	290	Acero inv.
S-9	1270	950	80	103	<0,1	290	Acero inv.
a-1	1210	920	60	83	20	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
b-1	1260	950	80	103	25	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
c-1	1240	940	60	83	20	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
d-1	1230	930	70	93	20	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
f-1	1250	1020	100	123	25	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
g-1	1240	940	60	83	20	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
h-1	1200	930	80	103	10	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
i-1	1230	950	70	93	40	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
j-1	1200	920	60	83	30	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>
k-1	1240	920	80	103	40	Temp. ambiente	<u>Acero comp.</u>

Los intervalos más allá de la presente invención están subrayados.

Tabla 3-1

Acero	Grado de acero	Martensita revenida	Bainita inferior	Resto	Otras estructuras	Dislocación $\times 10^{15}$ ($1/m^2$)	Densidad numérica de carburos basados en hierro $\times 10^6$ ($1/mm^2$)	Tamaño de grano de cristal efectivo (μm)	Razón de aspectos	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	vTrs ($^{\circ}C$)	BH (MPa)	Nota
A-1	HR	100	0	0	-	3,2	3,4	7,8	1,2	782	1023	12	-60	170	Acero inv.
A-2	HR	71	29	0	-	2,3	6,3	8,3	1,3	934	1007	13	-70	110	Acero inv.
A-3	HR	69	0	31	Ferrita	1,8	5,2	12,9	1,1	692	892	13	50	80	Acero comp.
A-4	HR	100	0	0	-	10,8	4,8	5,5	2,3	957	1093	9	0	20	Acero comp.
A-5	HR	66	0	34	Ferrita	1,6	5,9	7,2	1,4	705	924	14	30	40	Acero comp.
A-6	HR	0	0	100	Martensita fresca	12,8	0,4	7,9	1,0	746	1057	9	-20	20	Acero comp.
A-7	HR	0	0	100	Bainita superior	0,8	0,8	9,2	0,8	576	824	15	-10	50	Acero comp.
A-8	GI	100	0	0	-	3	4,5	7,7	1,0	852	998	14	-50	140	Acero inv.
A-9	GA	100	0	0	-	2,6	6,8	6,6	1,1	880	983	14	-50	120	Acero inv.
B-1	HR	98	0	2	Ferrita	2,9	3,7	6,5	1,1	769	1027	12	-50	160	Acero inv.
B-2	HR	25	75	0	-	1,6	3,9	7,2	1,3	882	1019	13	-60	120	Acero inv.
B-3	HR	88	12	0	-	2,5	6,9	6,5	1,0	949	1004	13	-70	100	Acero inv.
B-4	HR	66	0	34	Ferrita	1,8	4,2	12,7	1,2	672	867	14	30	90	Acero comp.
B-5	HR	100	0	0	-	10,3	4,8	4,8	2,5	912	1055	10	-20	10	Acero comp.

ES 2 703 779 T3

B-6	HR	27	0	73	Ferrita	0,8	4,3	6,4	1,1	558	792	18	-30	40	Acero comp.
B-7	HR	0	0	100	Martensita fresca	21,3	0,9	5,1	0,9	752	1093	9	0	25	Acero comp.
B-8	HR	0	0	100	Ferrita y pearlita	0,02	0,0	7,4	1,2	736	842	15	-10	20	Acero comp.
B-9	GI	100	0	0	-	2,3	3,5	6,7	1,0	899	1002	14	-50	120	Acero inv.
B-10	GA	100	0	0	-	1,9	3,4	6,7	1,1	948	984	14	-50	100	Acero inv.
C-1	HR	100	0	0	-	3,5	4,9	6,3	1,0	773	1035	13	-50	150	Acero inv.
D-1	HR	100	0	0	-	3,2	3,7	6,5	1,3	781	1042	12	-40	160	Acero inv.
E-1	HR	100	0	0	-	3,3	5,3	5,9	0,9	762	1026	12	-50	140	Acero inv.
E-2	HR	71	29	0	-	1,4	4,5	7,3	0,9	934	989	14	-50	110	Acero inv.
E-3	HR	91	9	0	-	2,5	7,6	6,8	1,0	862	1007	13	-60	100	Acero inv.
E-4	HR	80	0	20	Ferrita	2,1	4,6	11,6	1,8	816	923	13	0	80	Acero comp.
E-5	HR	0	0	100	Martensita fresca	12,6	0,8	6,7	1,2	843	1092	11	20	50	Acero comp.
E-6	GI	100	0	0	-	2,8	5,5	6,1	1,0	879	1021	13	-50	130	Acero inv.
E-7	GA	100	0	0	-	2,3	5,8	6,0	1,1	924	991	13	-50	110	Acero inv.
F-1	HR	100	0	0	-	4,2	5,1	5,7	1,3	749	1042	12	-40	150	Acero inv.
G-1	HR	100	0	0	-	3,8	4,0	7,3	1,1	761	1006	13	-50	160	Acero inv.
H-1	HR	100	0	0	-	3,5	4,5	7,9	1,5	782	1124	13	-50	150	Acero inv.
I-1	HR	100	0	0	-	2,9	5,3	7,1	1,0	781	1019	14	-40	130	Acero inv.
J-1	HR	100	0	0	-	4,2	4,2	6,0	1,1	746	1047	12	-60	150	Acero inv.
J-2	HR	53	47	0	-	2,1	3,4	7,5	0,9	873	1007	14	-50	110	Acero inv.
J-3	HR	91	9	0	-	3,1	5,9	6,4	1,1	972	1026	13	-70	90	Acero inv.
J-4	HR	67	0	33	Ferrita	2,4	3,9	11,9	0,9	624	842	15	30	60	Acero

J-5	HR	100	0	0	-	<u>11,3</u>	4,3	3,8	<u>2,1</u>	924	1072	9	<u>-30</u>	<u>20</u>	comp. Acero comp.
J-6	HR	54	0	<u>46</u>	Ferrita	1,8	5,0	5,3	1,7	643	<u>879</u>	17	<u>-20</u>	<u>50</u>	Acero comp.
J-7	HR	0	0	<u>100</u>	Martensita fresca	<u>17,4</u>	<u>0,7</u>	6,5	1,0	806	1112	8	<u>-10</u>	<u>25</u>	Acero comp.
J-8	HR	0	0	<u>100</u>	Ferrita y pearlita	<u>0,02</u>	<u>0,0</u>	8,1	1,4	887	<u>935</u>	14	<u>-50</u>	<u>30</u>	Acero comp.
J-9	GI	70	30	0	-	1,9	5,1	6,8	0,9	910	1031	13	<u>-50</u>	120	Acero inv.
J-10	GA	70	30	0	-	1,4	4,6	6,9	0,9	948	1018	13	<u>-50</u>	100	Acero inv.

NI HR representa lámina de acero laminada en caliente, GI representa lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente, GA representa lámina de acero galvanorecocida. Los intervalos más allá de la presente invención están subrayados.

Tabla 3-2

Acero	Grado de acero	Martensita revenida	Bainita inferior	Resto	Otras estructuras	Densidad de dislocación $\times 10^{15}$ ($1/m^2$)	Densidad numérica de carburos basados en hierro $\times 10^6$ ($1/mm^2$)	Tamaño de grano de cristal efectivo (μm)	Razón de aspectos	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	vTrs ($^{\circ}C$)	BH (MPa)	Nota
K-1	HR	100	0	0	-	3,4	6,3	6,6	0,8	802	1046	12	-50	100	Acero inv.
L-1	HR	100	0	0	-	4,2	7,4	7,9	1,1	945	1208	11	-40	130	Acero inv.
M-1	HR	100	0	0	-	3,8	8,2	6,3	0,8	947	1231	10	-40	120	Acero inv.
M-2	HR	67	33	0	-	1,9	10,4	7,2	1,1	1108	1193	11	-50	140	Acero inv.
M-3	HR	95	5	0	-	3,9	4,2	6,6	1,0	1078	1210	10	-60	100	Acero inv.
M-4	HR	72	0	28	Ferrita	2,7	7,2	12,2	0,9	692	963	12	0	70	Acero comp.
M-5	HR	100	0	0	-	11,9	8,4	3,2	4,3	997	1309	6	-20	20	Acero comp.
M-6	HR	64	36	0	-	1,5	9,5	6,2	1,0	849	942	13	20	50	Acero comp.
M-7	HR	0	0	100	Martensita fresca	19,6	0,9	6,3	1,4	962	1324	7	-20	20	Acero comp.
M-8	HR	0	0	100	Ferrita y pearlita	0,02	0,0	8,4	1,2	948	973	15	-30	10	Acero comp.
M-9	GI	72	28	0	-	2,5	8,3	7,0	1,0	1088	1172	13	-50	120	Acero inv.

ES 2 703 779 T3

M-10	GA	72	28	0	-	1,3	8,1	7,1	1,0	1128	1152	12	-50	100	Acero inv.
N-1	HR	100	0	0	-	4,1	10,4	8,2	1,1	960	1223	12	-60	120	Acero inv.
O-1	HR	100	0	0	-	4,0	8,9	8,3	1,2	951	1242	12	-60	110	Acero inv.
P-1	HR	100	0	0	-	3,8	10,6	6,4	1,1	976	1199	13	-60	140	Acero inv.
Q-1	HR	100	0	0	-	4,3	16,2	6,7	1-0	1076	1372	11	-60	130	Acero inv.
R-1	HR	100	0	0	-	4,5	17,5	8,9	1,2	1069	1381	11	-50	110	Acero inv.
S-1	HR	100	0	0	-	3,5	19,5	5,8	0,9	1168	1530	9	-40	100	Acero inv.
S-2	HR	33	67	0	-	1,7	22,6	6,9	1,0	1384	1473	10	-60	120	Acero inv.
S-3	HR	87	13	0	-	2,8	16,8	5,9	1,2	1286	1503	9	-50	110	Acero inv.
S-4	HR	73	0	<u>27</u>	Ferrita	<u>0,01</u>	15,6	<u>10,8</u>	1,1	862	1372	8	<u>-20</u>	60	Acero comp.
S-5	HR	100	0	0	-	<u>10,3</u>	16,7	3,9	<u>2,9</u>	1386	1603	4	<u>-30</u>	40	Acero comp.
S-6	HR	83	0	<u>17</u>	Ferrita	2,6	18,3	6,2	1,2	903	<u>1402</u>	8	<u>-10</u>	50	Acero comp.
S-7	HR	0	0	<u>100</u>	Martensita fresca	<u>18,3</u>	<u>0,3</u>	6,5	1,1	1032	<u>1638</u>	6	<u>-10</u>	50	Acero comp.
S-8	GI	68	32	0	-	3,4	13,9	6,5	1,0	1385	1492	10	-50	120	Acero inv.
S-9	GA	68	32	0	-	1,1	12,1	6,5	1,1	1421	1470	11	-50	100	Acero inv.

a-1	HR	0	0	0	100	Ferrita	0,01	0,0	16,2	1,4	330	462	34	-80	0	Acero comp.
b-1	HR	91	0	0	9	Austenita retenida	32,5	0,4	3,8	1,2	1826	2429	4	60	90	Acero comp.
c-1	HR	84	0	0	16	Ferrita	3,1	2,1	5,4	1,0	892	1086	14	0	120	Acero comp.
d-1	HR	100	0	0	0	-	12,1	0,9	4,9	1,1	926	1118	11	-20	80	Acero comp.
f-1	HR	100	0	0	0	-	2,9	3,9	6,4	0,8	826	1031	8	0	120	Acero comp.
g-1	HR	100	0	0	0	-	4,2	4,2	5,9	1,2	842	1007	9	-10	130	Acero comp.
h-1	HR	66	0	0	34	Ferrita	2,3	3,7	5,0	1,2	501	832	15	-20	80	Acero comp.
i-1	HR	100	0	0	0	-	3,1	4,0	6,2	1,1	792	1042	13	-30	210	Acero comp.
j-1	HR	100	0	0	0	-	3,5	3,9	13,2	1,5	803	1038	12	-10	100	Acero comp.
k-1	HR	100	0	0	0	-	4,2	4,5	3,2	1,4	783	1019	13	-10	120	Acero comp.

HR representa lámina de acero laminada en caliente, GI representa lámina de acero galvanizada por inmersión en caliente, GA representa lámina de acero galvanorrecocida. Los intervalos más allá de la presente invención están subrayados.

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada con una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, teniendo la lámina de acero una composición consistente en, en % en masa,

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

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

Mn: 1% a 4,0%,

Al: 0% a 2,0%,

N: 0% a 0,01%,

Cu: 0% a 2,0%,

10 Ni: 0% a 2,0%,

Mo: 0% a 1,0%,

V: 0% a 0,3%,

Cr: 0% a 2,0%,

Mg: 0% a 0,01%,

15 Ca: 0% a 0,01%,

MTR: 0% a 0,1%,

B: 0% a 0,01%,

P: inferior o igual a 0,10%,

S: inferior o igual a 0,03%,

20 O: inferior o igual a 0,01%,

uno o ambos de Ti y Nb: de un 0,01% a 0,30% en total, y

siendo el resto Fe e impurezas inevitables,

en donde la lámina de acero tiene una estructura en la cual la fracción de volumen total de una o ambas de martensita revenida y bainita inferiores del 90% o más, y la densidad de dislocaciones en la martensita y la bainita inferior es superior o igual a 5×10^{13} (1/m²) e inferior o igual a 1×10^{16} (1/m²).

25

2. La lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según la reivindicación 1, en donde la una o ambas de martensita revenida y bainita inferior incluyen 1×10^6 (números/mm²) o más de carburos basados en hierro.

3. La lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según la reivindicación 1, en donde la una o ambas de martensita revenida y bainita inferior tienen un tamaño del cristal efectivo inferior o igual a 10 μm.

30 4. La lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según la reivindicación 1, que comprende uno o más de, en % en masa,

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

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

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

35 V: de un 0,01% a 0,3% y

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

5. La lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según la reivindicación 1, que comprende uno o más de, en % en masa,

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

40 Ca: de un 0,0005% a 0,01% y

MTR: de un 0,0005% a 0,1%.

6. La lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según la reivindicación 1, que comprende, en % en masa,

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

5 7. Un método para producir una lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada con una resistencia máxima a la tracción de 980 MPa o más, comprendiendo el método:

calentar, eventualmente después de enfriar, un bloque de vaciado hasta una temperatura de 1.200°C o más, teniendo el bloque de vaciado una composición consistente en, en % en masa,

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

10 Si: de un 0,001% a 2,5%,

Mn: de un 1% a 4,0%,

Al: de un 0% a 2,0%,

N: de un 0% a 0,01%,

Cu: de un 0% a 2,0%,

15 Ni: de un 0% a 2,0%,

Mo: de un 0% a 1,0%,

V: de un 0% a 0,3%,

Cr: de un 0% a 2,0%,

Mg: de un 0% a 0,01%,

20 Ca: de un 0% a 0,01%,

MTR: de un 0% a 0,1%,

B: de un 0% a 0,01%,

P: inferior o igual a 0,10%,

S: inferior o igual a 0,03%,

25 O: inferior o igual a 0,01%,

uno o ambos de Ti y Nb: de un 0,01% a 0,30% en total, y

siendo el resto Fe e impurezas inevitables;

completar la laminación en caliente a una temperatura de 900°C o más;

30 enfriar la lámina de acero a una velocidad de enfriamiento de 50°C/s o más como media desde la temperatura de laminación final hasta 400°C;

establecer una velocidad de enfriamiento de no más de 50°C/s a una temperatura de menos de 400°C;

y bobinar la lámina de acero.

8. El método para producir una lámina de acero laminada en caliente de resistencia elevada según la reivindicación 7, que además comprende:

35 la realización de un tratamiento de galvanización o un tratamiento de galvanorrecoído.