

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 644 357**

51 Int. Cl.:

C22C 38/14	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)
C23C 2/06	(2006.01)		
C23C 2/28	(2006.01)		
B32B 15/01	(2006.01)		
C21D 6/00	(2006.01)		
C21D 9/46	(2006.01)		
C22C 38/00	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **26.09.2013 PCT/JP2013/076149**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **03.04.2014 WO14051005**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.09.2013 E 13842321 (5)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **02.08.2017 EP 2896715**

54 Título: **Lámina de acero de fase dual y procedimiento para la producción de la misma**

30 Prioridad:

26.09.2012 JP 2012212783

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

28.11.2017

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**YOKOI, TATSUO;
SHUTO, HIROSHI;
SAKURADA, EISAKU y
OKADA, HIROYUKI**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 644 357 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 de fase dual y procedimiento para la producción de la misma

[Campo técnico]

5 La presente invención se relaciona con una lámina de acero de fase dual compuesta de ferrita y productos de transformación a baja temperatura y su método de fabricación. La presente solicitud se basa y reivindica el beneficio de prioridad de la solicitud de patente japonesa previa n.º 2012-212783, presentada el 26 de setiembre de 2012, cuya totalidad de contenidos se incorpora a la presente por referencia.

[Antecedentes de la técnica]

10 En los últimos años se ha promovido la reducción de peso de diversas partes que constituyen automóviles para mejorar el consumo de combustible de un automóvil. La reducción de peso implica cosas diferentes, según cada resultado que se requiera de las partes y, por ejemplo, para una parte de marco, se realiza una disminución de espesor que se logra mediante el aumento de la resistencia de una lámina de acero y, para una parte de panel, se realiza una aplicación de un metal liviano tal como una aleación Al a una lámina de acero y similares. Sin embargo, cuando se compara con el acero, el metal liviano, tal como una aleación Al, es costoso, de modo que se aplica principalmente a automóviles de lujo en el mundo real.

15 Por otra parte, la demanda de automóviles está cambiando de los países desarrollados a los países emergentes, y de ahora en adelante se espera que se logre tanto una reducción de peso como una reducción de precio. Para cualquiera de las partes, se vuelve necesario lograr que el acero tenga un aumento de resistencia y una reducción de peso, que se logra mediante la disminución de espesor.

20 Las forjas y fundiciones de aluminio han resultado ventajosas para las ruedas en los vehículos de pasajeros en cuanto al diseño. Sin embargo, si bien se utilizan recientemente productos prensados de acero para las ruedas de los vehículos de pasajeros, al elaborar materiales y métodos, están apareciendo productos que tienen un diseño equivalente al de una rueda de aluminio.

25 Particularmente, además de la excelente resistencia a la fatiga y resistencia a la corrosión que se han necesitado hasta ahora en los discos de rueda que ve el usuario final, también se requieren el diseño y el atractivo equivalente a los de una rueda de aluminio en una rueda de acero. De manera similar, también en una lámina de acero para disco de rueda, se necesita una mejora en la capacidad de trabajo para mejorar el diseño como una parte y una mejora en la propiedad de la superficie para asegurar el atractivo, además del aumento de resistencia que logra la disminución de espesor y la resistencia a la fatiga y la resistencia a la corrosión que se han requerido hasta ahora.

30 De las propiedades que se han requerido hasta ahora en la lámina de acero para disco de rueda, la viabilidad en protuberancia, la embutilidad y la resistencia a la fatiga se han considerado particularmente importantes. Esto se debe a que el trabajo de una parte de cobertura es difícil entre las etapas de formación del disco de rueda y la resistencia a la fatiga se maneja mediante el estándar más estricto entre las propiedades de los miembros de la rueda.

35 Actualmente, para enfatizar la resistencia a la fatiga de un miembro como una lámina de acero laminada en caliente de alta resistencia para una rueda de disco, se utilizaron láminas de acero de fase dual de ferrita-martensita de un grado de 590 MPa, excelentes en la propiedad de fatiga (que se denomina acero de fase dual). Sin embargo, el nivel de resistencia necesario en estas láminas de acero aumenta a un grado de 780 MPa de un grado de 590 MPa y la resistencia tiende a aumentar más.

40 En el documento no relacionado con patente 1, se describió un método para asegurar la dilatación uniforme, incluso con la misma resistencia al transformar una microestructura de una lámina de acero en una estructura compuesta, tal como un acero de fase dual compuesto de ferrita y martensita (que en adelante se describirá como acero DP).

45 Por otra parte, se conoce que el acero DP tiene una capacidad de deformación local, tipificada por formación de plegados, expansión de orificios y formación de rebabas, que es baja. Esto se debe a que la diferencia de resistencia entre la ferrita y la martensita es grande, de modo que se da una gran concentración de deformación y esfuerzo en la ferrita cerca de la martensita con la formación y se da un quiebre.

50 Con base en este descubrimiento, se ha desarrollado una lámina de acero de alta resistencia cuya proporción de expansión de orificio aumenta por la disminución de la diferencia de resistencia entre las estructuras. En el documento de patente 1, se propone una lámina de acero en la cual la resistencia es asegurada mediante la aplicación de bainita o ferrita bainítica como su fase principal para mejorar ampliamente la capacidad de expansión de orificios. El acero se diseña para estar compuesto de una estructura simple y de este modo se impide que suceda la concentración de deformación y esfuerzo que se describió anteriormente y puede obtenerse una proporción alta de expansión de orificios.

Sin embargo, se diseña el acero para que esté compuesto de una estructura simple de bainita o ferrita bainítica y de

este modo se deteriora la capacidad de dilatación enormemente y no se puede conseguir el logro de dilatación y capacidad de expansión de orificios.

5 Además, en los últimos años, se han propuesto láminas de acero de resistencia elevada en las cuales se utiliza una ferrita excelente en cuanto a dilatación como estructura de un acero de estructura simple y se logra un aumento de resistencia mediante el uso de un carburo de Ti, Mo o similares (por ejemplo, los documentos de patente 2 a 4).

10 Sin embargo, la lámina de acero que se propone en el documento de patente 2 contiene una gran cantidad de Mo. La lámina de acero que se propone en el documento de patente 3 contiene una gran cantidad de V. Además, la lámina de acero que se propone en el documento de patente 4 necesita enfriarse en el medio del laminado para hacer que los granos cristalinos sean finos. Por lo tanto, existe un problema ya que aumenta el costo de la aleación y el costo de la fabricación. Además, incluso en esta lámina de acero, la propia ferrita tiene un aumento grande de resistencia y por tanto se deteriora la capacidad de dilatación. La dilatación del acero de estructura simple compuesto de bainita o ferrita bainítica es excelente pero el balance entre dilatación-capacidad de expansión de orificios no necesariamente es suficiente.

15 Además, en el documento de patente 5, se propuso una lámina de acero de fase dual en la cual se utiliza bainita en un acero DP en lugar de la martensita y la diferencia de resistencia entre las estructuras de ferrita y bainita disminuye, lo que de este modo aumenta la capacidad de expansión de orificios.

Sin embargo, como resultado de que se aumentara una proporción de área de la estructura de bainita para asegurar la resistencia, se deterioró la dilatación y el balance de dilatación-capacidad de expansión de orificios no fue suficiente.

20 Además, en los documentos de patente 7 a 9, también se propuso láminas de acero en las cuales se aumenta la resistencia de la ferrita por precipitación en un acero DP y de este modo disminuye una diferencia de resistencia entre la ferrita y la estructura dura.

25 Sin embargo, en esta técnica, Mo es un elemento esencial que genera el problema del aumento en el costo de fabricación. Además, si bien se aumenta la resistencia de la ferrita por precipitación, la diferencia de resistencia entre la ferrita y la martensita, que es una estructura dura, es grande, lo que resulta en que no se obtenga un efecto de mejora en la alta capacidad de expansión de orificios.

30 Por otra parte, para transformar una microestructura en una fase dual de ferrita y martensita, frecuentemente se agrega Si a estos aceros DP con el fin de promover la transformación de ferrita. Sin embargo, cuando contiene Si, se genera un patrón de cascarilla tipo raya de tigre llamada cascarilla roja (cascarillas de Si) en la superficie de la lámina de acero, de modo que es difícil aplicar el acero DP a las diversas láminas de acero utilizadas para los discos de ruedas de gran nivel de diseño de las que se requiere un atractivo.

35 En el documento de patente 10 se describe una técnica que se relaciona con una lámina de acero capaz de obtener un excelente balance entre la dilatación y la capacidad de expansión de orificios mediante el control de una fracción de martensita en un acero DP de 3 a 10% en una lámina de acero de un grado de 780 MPa o mayor. Sin embargo, se agrega 0,5% o más de Si, lo que de este modo dificulta que se evite el patrón de cascarillas de Si, por lo que es difícil aplicar la técnica a las diversas láminas de acero utilizadas para los discos de ruedas de gran nivel de diseño que deben tener un atractivo.

40 Con respecto a este problema, se ha descrito una técnica de una lámina de acero laminada en caliente con gran tensión, capaz de eliminar la aparición de las cascarillas rojas mediante la eliminación de la cantidad agregada de Si a 0,3% o menos y que obtiene adicionalmente una resistencia elevada y una excelente capacidad de adaptación a la expansión al agregar Mo y volver los precipitados finos (por ejemplo, documentos de patente 11 y 12).

45 Sin embargo, en las láminas de acero a las que se aplicó la técnica descrita anteriormente en los documentos de patente 11 y 12, la cantidad agregada de Si es aproximadamente 0,3% o menos, pero es difícil eliminar lo suficiente la aparición de las cascarillas rojas y el agregado adicional de 0,07% o más de Mo, que es un elemento de aleación costoso, es esencial, de modo que existe un problema ya que el costo de fabricación es elevado.

Además, en el documento de patente 13, se describió una técnica para evitar la aparición de las cascarillas rojas al definir el límite superior del contenido de Si. Sin embargo, no existe descripción técnica en cuanto a la propiedad de fatiga por entalla.

50 Además, en el documento de patente 14, se describió una técnica para mejorar una propiedad de fatiga de ciclo bajo mediante la adición de Al. Sin embargo, no existe descripción técnica sobre la propiedad de fatiga por entalla como propiedad de fatiga en condiciones de esfuerzo.

[Documentos de la técnica anterior]

[Documentos de patente]

Documento de patente 1: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2003-193190

Documento de patente 2: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2003-089848

Documento de patente 3: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2007-063668

Documento de patente 4: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2004-143518

Documento de patente 5: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2004-204326

5 Documento de patente 6: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2007-302918

Documento de patente 7: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2003-321737

Documento de patente 8: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2003-321738

Documento de patente 9: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2003-321739

Documento de patente 10: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2011-184788

10 Documento de patente 11: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2002-322540

Documento de patente 12: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2002-322541

Documento de patente 13: Publicación de patente japonesa n.º 2007-082567

Documento de patente 14: Publicación de patente japonesa abierta a inspección pública n.º 2010-150581

15 El documento de patente estadounidense US 5 759 297 A describe una lámina de acero de fase dual que tiene una fase principal de ferrita y más de 10% de martensita.

[Documento no relacionado con patente]

Documento no relacionado con patente 1: O.Matsumura et al, Trans. ISIJ(1987) vol. 27, p. 570

[Descripción de la invención]

[Problemas que debe resolver la invención]

20 La presente invención tiene por objeto proporcionar una lámina de acero de fase dual de resistencia elevada y viabilidad de eliminación de rebabas elevada, que tiene una resistencia a la tensión de 540 MPa o mayor y que tiene una excelente propiedad de superficie y propiedad de fatiga por entalla, y un método de fabricación de la misma.

[Medios para resolver los problemas]

25 Los presentes inventores repitieron exámenes formales sobre la relación entre una constitución estructural de un acero de fase dual que tiene una ductilidad elevada, así como una resistencia elevada y dilatación uniforme, viabilidad de eliminación de rebabas y una propiedad de fatiga por entalla basándose en la premisa de un componente de acero que no contenga Si con el fin de evitar un patrón de cascarillas de Si. Como resultado, se encontró un método de equilibrar la dilatación uniforme, la viabilidad de eliminación de rebabas y la propiedad de fatiga por entalla en un nivel elevado mediante el control de un componente de acero, un estado de dispersión, una forma, un tamaño y una nanodureza de un producto de transformación a baja temperatura que constituyen una segunda fase. Es decir, como sustituto para Si, se agregó Al adecuadamente para evitar un patrón de cascarillas de Si, y se promovió la fabricación de un compuesto de estructura en el cual se establece la ferrita poligonal como fase principal y se establece un producto de transformación a baja temperatura como segunda fase. Además, se extrajeron los intervalos óptimos de una fracción, un tamaño y similares del producto de transformación a baja temperatura que podrían lograr la dilatación, la viabilidad de eliminación de rebabas y la propiedad de fatiga por entalla. Además, se clarificó que al diseñar no sólo el componente de acero sino también un método de laminado en caliente, estos intervalos óptimos se pueden obtener en forma repetida. La presente invención se llevó a cabo basándose en tales descubrimientos y la esencia de la misma es tal como a continuación.

40 1. Una lámina de acero de fase dual que tiene una resistencia a la tensión de 540 MPa o mayor, que consiste en % en masa,

C: 0,01 a 0,1%;

Mn: 0,2 a 3%;

Al: 0,04 a 1,5%;

Ti: 0,015 a 0,2%;

45 Si: 0 a 0,5%;

- Nb: 0 a 0,06%;
- Cu: 0 a 1,2%;
- Ni: 0 a 0,6%;
- Mo: 0 a 1%;
- 5 V: 0 a 0,2%;
- Cr: 0 a 2%;
- W: 0 a 0,5%;
- Mg: 0 a 0,01%;
- Ca: 0 a 0,01%;
- 10 REM: 0 a 0,1%;
- B: 0 a 0,002%;
- P: 0,01% o menos;
- S: 0,005% o menos;
- N: 0,01% o menos,
- 15 en los cuales
- $[Ti] - 48/14 \times [N] - 48/32 \times [S] \geq 0\%$ se cumple y
- cuando se establece $Ex.C (\%) = [C] - 12/48 \times \{[Ti] + 48/93 \times [Nb] - 48/14 \times [N] - 48/32 \times [S]\}$,
- $0,001 \leq Ex.C (\%)/fsd (\%) \leq 0,01$ se cumple, donde la fracción de área de la segunda fase se establece a fsd (%), y
- un balance que se compone de Fe e impurezas, donde
- 20 en la posición de 1/4 de espesor de un espesor de lámina, una microestructura es una fase dual con su fase principal compuesta de ferrita poligonal reforzada por precipitación mediante carburo de Ti y su segunda fase se encuentra compuesta de 1 a 10% en fracción de área (fsd (%)) de productos de transformación a baja temperatura dispersos en forma plural, y
- 25 un diámetro de cristal promedio del producto de transformación a baja temperatura es de 3 a 15 μm y un valor promedio de una distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura es de 10 a 20 μm .
2. La lámina de acero de fase dual según el ítem 1, que comprende:
- % en masa,
- Si: 0,02% a 0,5%.
- 30 3. La lámina de acero de fase dual según el ítem 1 o 2, que comprende:
- uno o dos, o más de
- % en masa,
- Nb: 0,005 a 0,06%;
- Cu: 0,02 a 1,2%;
- 35 Ni: 0,01 a 0,6%;
- Mo: 0,01 a 1%;
- V: 0,01 a 0,2%;
- Cr: 0,01 a 2%; y
- W: 0,01 a 0,5%.

ES 2 644 357 T3

4. La lámina de acero de fase dual según cualquiera de los ítems 1 a 3, que comprende: uno o dos, o más de % en masa,
Mg: 0,0005 a 0,01%;
Ca: 0,0005 a 0,01%; y REM: 0,0005 a 0,1%.
- 5 5. La lámina de acero de fase dual según cualquiera de los ítems 1 a 4, que comprende:
% en masa,
B: 0,0002 a 0,002%.
6. La lámina de acero de fase dual según cualquiera de los ítems 1 a 5, donde la galvanización se lleva a cabo en su superficie.
- 10 7. Un método de fabricación de una lámina de acero de fase dual según cualquiera de los ítems 1 a 6 que comprende:
sobre un planchón que consiste en:
% en masa,
C: 0,01 a 0,1%;
- 15 Mn: 0,2 a 3%;
Al: 0,04 a 1,5%;
Ti: 0,015 a 0,2%;
Si: 0 a 0,5%;
Nb: 0 a 0,06%;
- 20 Cu: 0 a 1,2%;
Ni: 0 a 0,6%;
Mo: 0 a 1%;
V: 0 a 0,2%;
Cr: 0 a 2%;
- 25 W: 0 a 0,5%;
Mg: 0 a 0,01%;
Ca: 0 a 0,01%;
REM: 0 a 0,1%;
B: 0 a 0,002%;
- 30 P: 0,01% o menos;
S: 0,005% o menos;
N: 0,01% o menos,
- en los cuales $[Ti] - 48/14 \times [N] - 48/32 \times [S] \geq 0\%$ se cumple y cuando $Ex.C (\%) = [C] - 12/48 \times \{[Ti] + 48/93 \times [Nb] - 48/14 \times [N] - 48/32 \times [S]\}$ se establece, $0,001 \leq Ex.C (\%)/fsd (\%) \leq 0,01$ se cumple, y
- 35 un balance que se compone de Fe e impurezas, al llevar a cabo el calentamiento a una temperatura SRT_{min} ($^{\circ}C$) o mayor, que se define por la Expresión (1) más adelante, y luego en laminado en caliente, al llevar a cabo un laminado en bruto a una proporción de reducción de 20% o más en una zona de temperatura no menor que $1050^{\circ}C$ ni mayor que $1150^{\circ}C$ durante al menos una pasada, donde la proporción de reducción total del laminado en bruto no es menor que 60% ni mayor que 90%, y luego al iniciar el laminado de acabado en 150 segundos en una zona de temperatura de $1000^{\circ}C$ o más y menor que $1080^{\circ}C$, y al completar el laminado de acabado con la proporción de reducción total para múltiples pasadas no menor que 75% ni mayor que 95% en una zona de temperatura no menor
- 40

que una temperatura de punto de transformación Ar3 + 50°C ni mayor que 1000°C; y

5 en 3 segundos, al llevar a cabo el enfriamiento a menos que la temperatura de punto de transformación Ar3 a una tasa de enfriamiento promedio de 15°C/seg o más, y luego al llevar a cabo el enfriamiento a una zona de temperatura mayor que 600°C a una tasa de enfriamiento promedio de 10°C/seg o menos durante un período de tiempo de 1 segundo o más y menos que 100 segundos, y luego al llevar a cabo el enfriamiento a una zona de temperatura de 350°C o menos a una tasa de enfriamiento de 15°C/seg o más y al llevar a cabo el bobinado;

$$\text{SRT}_{\min} = 10780 / (5,13 - \log([\text{Ti}] \times [\text{C}])) - 273 \quad \text{Expresión (1).}$$

8. El método de fabricación de la lámina de acero de fase dual según el ítem 7, que comprende además:

10 en el laminado en caliente, llevar a cabo el laminado en bruto a una proporción de reducción de 20% o más en una zona de temperatura no menor que 1050°C ni mayor que 1150°C para las múltiples pasadas.

9. El método de fabricación de la lámina de acero de fase dual según el ítem 7 u 8, que además comprende:

llevar a cabo el enfriamiento a una zona de temperatura de 100°C o menos y llevar a cabo un bobinado.

15 10. El método de fabricación de la lámina de acero de fase dual según cualquiera de los ítems 7 a 9, donde llevar a cabo el enfriamiento a la zona de temperatura mayor que 600°C a una tasa de enfriamiento promedio de 10°C/seg o menos durante un período de tiempo de 1 segundo o más y menos que 100 segundos, de modo que, cuando se expresa una longitud de difusión acumulativa total L_{total} de Ti en ferrita mediante la Expresión (3) más adelante al sumar una longitud de difusión L de Ti en ferrita expresada mediante la Expresión (2) más adelante durante un tiempo muy breve Δt /seg de una temperatura de terminación de enfriamiento hasta el bobinado, $0,15 < L_{\text{total}} < 0,5$ se cumpla;

$$20 \quad L = \sqrt{D(T + 273)t} \quad \text{Expresión (2)}$$

$$L_{\text{total}} = \sum \sqrt{D(T + 273)\Delta t} \quad \text{Expresión (3)}$$

Aquí, $D(T + 273)$ es un coeficiente de difusión en volumen a T °C; t es un período de tiempo de difusión; D(T) se expresa mediante la Expresión (4) más adelante utilizando un coeficiente de difusión D_0 de Ti, una energía de activación Q y una constante de gas R;

$$25 \quad D(T) = D_0 \times \text{Exp}(-Q/R(T + 273)) \quad \text{Expresión (4)}$$

11. El método de fabricación de la lámina de acero de fase dual según cualquiera de los ítems 7 a 10, donde

en el desarrollo del enfriamiento a la zona de temperatura mayor que 600°C a una tasa de enfriamiento promedio de 10°C/seg o menos durante un período de tiempo de 1 segundo o más y menos que 100 segundos, se sumerge una lámina de acero en un baño de galvanización para galvanizar su superficie.

30 12. El método de fabricación de la lámina de acero de fase dual según el ítem 11, que comprende además:

en una lámina de acero de fase dual galvanizada, llevar a cabo un tratamiento de aleación en un intervalo de temperatura de 450 a 600°C.

[Efecto de la invención]

35 Según la presente invención, es posible obtener una lámina de acero de fase dual con resistencia elevada, cuya dilatación uniforme, viabilidad de eliminación de rebabas y propiedad de fatiga por entalla son excelentes, y que además también es excelente en la propiedad de superficie así como también tiene una resistencia a la tensión de 540 MPa o mayor y su contribución industrial es extremadamente significativa.

[Breve descripción de los dibujos]

[FIG. 1] La FIG. 1 es una vista que muestra una pieza de prueba de fatiga por entalla.

40 [Modo de llevar a cabo la invención]

Una lámina de acero de fase dual es una lámina de acero en la cual los productos de transformación a baja temperatura duros tipificados por martensita se dispersan en ferrita suave y se logra la dilatación uniforme elevada así como una resistencia elevada. Sin embargo, al momento de la deformación, se da una concentración de deformación y esfuerzo generada por una diferencia de resistencia entre la ferrita y la martensita, y es posible que se genere que se expandan los vacíos que causan una fractura dúctil, de modo que por lo general la capacidad de deformación local que se relaciona con la viabilidad de eliminación de rebabas es bastante baja.

45 Por otra parte, con respecto a una propiedad de fatiga por entalla para evaluar una propiedad de fatiga en condiciones de esfuerzo, se sabe que la mayoría de la vida útil de la fractura deriva de la propagación de una grieta

por fatiga. En el acero de fase dual en el cual los productos de transformación a baja temperatura duros tipificados por martensita se encuentran dispersos en ferrita suave, es concebible que cuando se propaga una grieta por fatiga por la ferrita suave, el producto de transformación a baja temperatura duro se vuelve un obstáculo para la propagación de la grieta por fatiga, la velocidad de propagación disminuye y mejor la propiedad de fatiga por entalla.

5 Sin embargo, no se llevan a cabo exámenes detallados sobre la fracción, el tamaño y similares del producto de transformación a baja temperatura en la lámina de acero de fase dual, ni del comportamiento de extensión de los vacíos que generan la fractura dúctil, ni de la velocidad de propagación de una grieta por fatiga. La microestructura óptima capaz de lograr la mejora en la capacidad de deformación local que se relaciona con la viabilidad de eliminación de rebabas de la lámina de acero de fase dual y la disminución de la velocidad de propagación de una grieta por fatiga no necesariamente es definitiva.

10 Además, los componentes y un método de fabricación de una lámina de acero capaces de cumplir con evitar un patrón de cascarillas de Si relacionado con una propiedad de superficie de una lámina de acero con el fin de lograr el diseño y el atractivo equivalentes a los de una rueda de aluminio con una rueda de acero, la seguridad de la resistencia a la corrosión poscobertura, la viabilidad de eliminación de rebabas y la propiedad de fatiga por entalla no necesariamente son definitivos.

15 Por tanto, los presentes inventores repitieron exámenes formales sobre la relación entre una constitución estructural de un acero de fase dual que tiene una ductilidad elevada, así como una resistencia elevada y dilatación uniforme, viabilidad de eliminación de rebabas y una propiedad de fatiga por entalla basándose en la premisa de un componente de acero que no contenga Si, con el fin de evitar un patrón de cascarillas de Si. Como resultado, se encontró un método para equilibrar la dilatación uniforme, la viabilidad de eliminación de rebabas y la propiedad de fatiga por entalla en un nivel elevado mediante el control del componente de acero, el estado de dispersión, la forma, el tamaño y la nanodureza del producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase.

20 Concretamente, se controló el contenido de Si a 0,5% o menos, para evitar de este modo el patrón de cascarillas de Si. Además, para lograr llevar la fracción de área de la segunda fase (fsd (%)), el tamaño y similares del producto de transformación a baja temperatura a los intervalos adecuados, se controló la cantidad de Ex.C en un intervalo que cumpliera $0,001 \leq \text{Ex.C} (\%)/\text{fsd} (\%) \leq 0,01$ (donde $\text{Ex.C} (\%) = [\text{C}] - 12/48 \times \{[\text{Ti}] + 48/93 \times [\text{Nb}] - 48/14 \times [\text{N}] - 48/32 \times [\text{S}]\}$, en la presente). Además, en la posición de 1/4 de espesor de un espesor de lámina, se estableció una microestructura en una fase dual, con su fase principal compuesta de ferrita poligonal reforzada por precipitación mediante carburo de Ti y su segunda fase compuesta de 1 a 10% en la fracción de área (fsd (%)) de los productos de transformación a baja temperatura dispersos en forma plural. Luego, se estableció un diámetro de cristal promedio del producto de transformación a baja temperatura antemencionado de 3 a 15 μm , y se estableció un valor promedio de una distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura de 10 a 20 μm . Como resultado, fue claro que es posible equilibrar la dilatación uniforme, la viabilidad de eliminación de rebabas y la propiedad de fatiga por entalla en un alto nivel.

35 A modo de método de prueba mediante el cual se ve claramente la diferencia de viabilidad de eliminación de rebabas, se propuso una prueba de expansión de orificios. Se utilizó ampliamente un valor de expansión de orificios obtenido mediante esta prueba como índice para evaluar la capacidad de deformación local relacionada con la viabilidad de eliminación de rebabas. La aparición y el avance de una grieta en la expansión de orificios son provocadas por la fractura dúctil con la generación, la expansión y la conexión de vacíos como etapas elementales. En una estructura que tiene una gran diferencia de resistencia como es la lámina de acero de fase dual, se da una concentración elevada de deformación y esfuerzo debido a los productos de transformación a baja temperatura duros, de modo que los vacíos se expanden fácilmente y el valor de expansión de orificios es bajo.

40 Sin embargo, cuando se examinó detalladamente la relación entre la estructura y la generación y el comportamiento de expansión de vacíos y la relación entre estos y la capacidad de expansión de orificios, fue claro que según el estado de dispersión del producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase dura, en ocasiones se retrasan la generación, la expansión y la conexión de los vacíos, para hacer posible por tanto la obtención de un excelente valor de expansión de orificios.

45 Concretamente, cuando el área de fracción fsd de los productos de transformación a baja temperatura dispersos en forma de isla es 10% o menos, el diámetro de cristal promedio es 15 μm o menos y el valor promedio de la distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura es 20 μm o menos, se retrasan la generación, la expansión y la conexión de los vacíos para hacer posible por tanto la obtención de un excelente valor de expansión de orificios.

50 Esto se debe a que cuando los productos de transformación a baja temperatura son pequeños y la cantidad por volumen unitario disminuye, los productos de transformación a baja temperatura, que son sitios de aparición de vacíos, o las cercanías de límites entre la ferrita y los productos de transformación a baja temperatura disminuyen y los respectivos intervalos entre los productos de transformación a baja temperatura aumentan, y de este modo los vacíos no se conectan fácilmente y se elimina la expansión de vacíos. Además, la dureza del producto de transformación a baja temperatura se encuentra limitada a un intervalo determinado y de este modo es posible evitar

la aparición local de vacíos, que constituyen una etapa inicial de deformación, y se elimina la expansión no uniforme de los vacíos.

5 Por otra parte, la propiedad de fatiga por entalla se puede mejorar mediante la dispersión del producto de transformación a baja temperatura duro y la disminución de la velocidad de propagación de una grieta por fatiga. En el caso del acero de fase dual, se sabe que la velocidad de propagación de una grieta por fatiga cambia según el estado de dispersión del producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase dura y se exhibe el efecto mediante la optimización del estado de dispersión.

10 Concretamente, siempre que el área de fracción fsd de los productos de transformación a baja temperatura dispersos en forma de isla sea 1% o más, el diámetro de cristal promedio sea 3 μm o más y el valor promedio de la distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura sea 10 μm o más, una grieta por fatiga que pasa por la ferrita suave permanece o se desvía del producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase dura, y por tanto disminuye la velocidad de propagación de la grieta por fatiga y se mejora la resistencia a la fatiga por entalla.

15 Además, siempre que los productos de transformación a baja temperatura que constituyen una segunda fase tengan un diámetro de cristal promedio de 3 a 15 μm y tengan el valor promedio de la distancia de acercamiento máximo entre estos de 10 a 20 μm , y se encuentran en un estado disperso en forma de isla en una fracción de área de 1 a 10%, es posible obtener una excelente dilatación uniforme que exhibe el acero de fase dual.

20 En lo que antecede, se explicaron en principio las características de la presente invención y a continuación se explicarán los requisitos que definen la presente invención y los requisitos preferibles en forma secuencial. En primer lugar, se explicarán detalladamente los componentes de la presente invención. Adicionalmente, con respecto al componente, % significa % en masa.

C: 0,01 a 0,1%

25 C es uno de los elementos importantes en la presente invención. C no solamente forma productos de transformación a baja temperatura para contribuir a la resistencia mediante el refuerzo de la estructura, sino que también forma precipitados con Ti para contribuir a la resistencia mediante refuerzo por precipitación. Sin embargo, cuando C es menor que 0,01%, no es posible obtener estos efectos para asegurar la resistencia de 540 MPa o mayor. Cuando hay más que 0,1% de C, aumenta una proporción de área del producto de transformación a baja temperatura, que constituye una segunda fase dura, y disminuye la capacidad de expansión de orificios. Por tanto, el contenido de C se establece de 0,01% a 0,1%.

30 Además, siempre que $0,001 \leq \text{Ex.C (\%)/fsd (\%)} \leq 0,01$ ($\text{Ex.C (\%)} = [\text{C}] - 12/48 \times \{[\text{Ti}] + 48/93 \times [\text{Nb}] - 48/14 \times [\text{N}] - 48/32 \times [\text{S}]\}$) se cumpla, con la condición de que la fracción de área de la segunda fase se establezca en fsd (%), el estado de dispersión, la dureza y similares del producto de transformación a baja temperatura, que constituye una segunda fase dura, se optimizan, se retrasan la generación, la expansión y la conexión de los vacíos, es posible obtener un excelente valor de expansión de orificios y el inicio de una grieta por fatiga se mantiene o se desvía y de este modo se disminuye la velocidad de propagación de la grieta por fatiga y es posible obtener una excelente resistencia a la fatiga por entalla. Adicionalmente, en la expresión que expresa Ex.C (%), [C] es el contenido de C (% en masa), [Ti] es el contenido de Ti (% en masa), [Nb] es el contenido de Nb (% en masa), [N] es el contenido de N (% en masa) y [S] es el contenido de S (% en masa).

Mn: 0,2 a 3%

40 Mn no sólo es un elemento implicado en el refuerzo de la ferrita, sino que también es un elemento que expande una temperatura de región de austenita a un lado de baja temperatura para expandir una zona de temperatura de región de dos fases de la ferrita y la austenita con un aumento en su contenido. Para obtener el acero de fase dual de la presente invención, es necesario promover la separación de dos fases de la ferrita y la austenita durante el enfriamiento luego del laminado de acabado. Para obtener el efecto, es necesario que haya 0,2% o más de Mn. Por otra parte, cuando hay un exceso de Mn de 3%, sucede un quiebre considerable de planchones durante la colada, de modo que se establece el contenido en 3% o menos.

45 Además, cuando hay más que 2,5% de Mn, la capacidad de endurecerse aumenta demasiado, lo que tiene como resultado que no se pueda obtener una microestructura prevista mediante un método común. Para obtener la microestructura prevista, es necesario el enfriamiento por aire y el mantenimiento durante un tiempo prolongado para precipitar la ferrita durante el enfriamiento luego del laminado de acabado y disminuye la productividad, de modo que el contenido deseable es 2,5% o menos. Adicionalmente, es deseable que sea 2,2% o menos. Además, cuando no se agregan en cantidad suficiente otros elementos distintos a Mn con el fin de eliminar la aparición del agrietamiento en caliente generado por S, de manera deseable se encuentra presente la cantidad de Mn que hace que el contenido de Mn ([Mn]) y el contenido de S ([S]) cumplan $[\text{Mn}]/[\text{S}] \geq 20$ en% en masa.

55 Al: 0,04 a 1,5%

Al se relaciona con la generación de ferrita de una forma similar a Si, que es uno de los elementos importantes en la

presente invención, así como un elemento desoxidante. Al también es un elemento que, al aumentar su contenido, expande una temperatura de región de ferrita a un lado de alta temperatura para expandir una zona de temperatura de región de dos fases de ferrita y austenita, de modo que se encuentra contenido en forma activa como sustituto de Si en la presente invención. Para obtener el efecto, es necesario que haya 0,04% o más de Al, pero cuando hay un exceso de 1,5%, se expande demasiado la temperatura de región de ferrita al lado de alta temperatura, lo que dificulta de este modo que se complete el laminado de acabado en una región de austenita, y la ferrita trabajada permanece en una lámina de producto, y se deteriora la ductilidad. Por lo tanto, el contenido de Al se establece a no menos que 0,04% ni más que 1,5%. Además, cuando el contenido de Al es mayor que 1%, se genera un riesgo de que aumenten las inclusiones no metálicas, tales como alúmina, lo que deteriora la ductilidad local, de modo que es deseable un 1% o menos.

Ti: 0,015 a 0,2%

Ti es uno de los elementos más importantes en la presente invención. De forma simultánea con el progreso de la transformación de ferrita durante el enfriamiento posterior a la terminación del laminado en caliente, el resto de Ti, luego de precipitarse como TiN en una región de austenita durante el laminado en caliente, se precipita excelentemente como carburo, tal como TiC, para reforzar por precipitación los granos de ferrita del acero de fase dual de la presente invención, lo que mejora de este modo la resistencia. Para obtener este efecto, es necesario que haya un contenido de Ti de 0,015% o más y cumpla $[Ti] - 48/14 \times [N] - 48/32 \times [S] \geq 0\%$.

Por otra parte, incluso cuando hay un contenido mayor que 0,2% de Ti, estos efectos son saturados. Además, se establece $0,001 \leq \text{Ex.C} (\%) / \text{fsd} (\%) \leq 0,01$ ($\text{Ex.C} (\%) = [C] - 12/48 \times ([Ti] + 48/93 \times [Nb] - 48/14 \times [N] - 48/32 \times [S])$) con la condición de que la fracción de área de la segunda fase se establezca como fsd (%), y de este modo se optimizan el estado de dispersión, la dureza y similares del producto de transformación a baja temperatura, que constituye una segunda fase dura, se retrasan la generación, la expansión y la conexión de los vacíos y es posible obtener un excelente valor de expansión de orificios. Además, el inicio de una grieta por fatiga se mantiene en el producto de transformación a baja temperatura o se desvía del producto de transformación a baja temperatura y de este modo disminuye la velocidad de propagación de la grieta por fatiga y es posible obtener una excelente resistencia a la fatiga por entalla. Además, cuando el contenido de Ti es mayor que 0,15%, se genera un riesgo de que posiblemente se obstruya una boquilla de artesa al momento de colar, de modo que es deseable un 0,15% o menos.

El acero utilizado para la lámina de acero de la presente invención contiene los elementos antemencionados como componentes esenciales y además también puede contener Si, Nb, Cu, Ni, Mo, V, Cr, W, Mg, Ca, REM y B, según se necesite. Estos respectivos elementos se describirán más adelante.

Si: 0 a 0,5%

En la presente invención, Si no es esencial. Si se relaciona con la generación de ferrita así como también es un elemento desoxidante, y es un elemento que al aumentar su contenido expande una temperatura de región de ferrita a un lado de alta temperatura para expandir una zona de temperatura de región de dos fases de ferrita y austenita. Para obtener el acero de fase dual de la presente invención, es deseable que originalmente haya Si. Sin embargo, es notorio que Si genera un patrón de cascarillas de Si tipo raya de tigre en la superficie de la lámina de acero, lo que deteriora la propiedad de la superficie significativamente. Además, a veces se da un caso en el cual la productividad de una etapa de eliminación de cascarillas (decapado y similares) disminuye extraordinariamente en una línea de ajuste precisa.

Cuando hay un contenido de Si mayor que 0,07%, el patrón de cascarillas de Si comienza a verse en distintas partes en la superficie de la lámina de acero. Cuando es mayor que 0,5%, la propiedad de la superficie se deteriora significativamente y la productividad de una etapa de decapado se deteriora extraordinariamente. Si bien se lleva a cabo todo método de eliminación de cascarillas, se deteriora la propiedad de tratamiento de conversión y disminuye la resistencia a la corrosión poscobertura. Por tanto, el contenido de Si se establece en 0,5% o menos.

Por otra parte, Si es un elemento que tiene un efecto de eliminación de la aparición de defectos a base de cascarillas, tales como cascarillas y cascarillas ahusadas, y cuando hay un contenido de 0,02% o más, es posible obtener el efecto. Sin embargo, si bien hay un contenido de Si en exceso de 0,1%, se satura el efecto y adicionalmente se deteriora la propiedad de tratamiento de conversión y disminuye la resistencia a la corrosión poscobertura. Por tanto, cuando contiene Si, el contenido de Si se establece a no menos que 0,02% ni más que 0,5% y resulta deseable 0,1% o menos. Además, para lograr que los patrones de cascarillas de Si sean cero, es deseable que el contenido de Si sea 0,07% o menos. Sin embargo, los defectos basados en cascarillas, tales como cascarillas y cascarillas ahusadas, son de grado variable según las necesidades y Si también puede ser menor que 0,02%. Un componente de acero que no contiene Si también se encuentra en el alcance de la presente invención.

Uno o dos o más de Nb, Cu, Ni, Mo, V, Cr y W

En la presente invención, Nb, Cu, Ni, Mo, V, Cr y W no son esenciales. Nb, Cu, Ni, Mo, V, Cr y W son elementos eficaces para la mejora de la resistencia de la lámina de acero mediante refuerzo por precipitación o refuerzo por solución sólida. Por lo tanto, uno o dos o más de Nb, Cu, Ni, Mo, V, Cr y W se encuentran presentes según se

necesite. Cuando el contenido de Nb es menor que 0,005%, el contenido de Cu es menor que 0,02%, el contenido de Ni es menor que 0,01%, el contenido de Mo es menor que 0,01%, el contenido de V es menor que 0,01%, el contenido de Cr es menor que 0,01% y el contenido de W es menor que 0,01%, no es posible conseguir el efecto antemencionado en una cantidad suficiente. Además, incluso cuando se agrega a cada uno y el contenido de Nb es mayor que 0,06%, el contenido de Cu es mayor que 1,2%, el contenido de Ni es mayor que 0,6%, el contenido de Mo es mayor que 1%, el contenido de V es mayor que 0,2%, el contenido de Cr es mayor que 2% y el contenido de W es mayor que 0,5%, el efecto antemencionado se satura y disminuye la rentabilidad.

Por tanto, cuando estos se encuentran presentes según se necesite, es deseable que el contenido de Nb no sea menor que 0,005% ni mayor que 0,06%, es deseable que el contenido de Cu no sea menor que 0,02% ni mayor que 1,2%, es deseable que el contenido de Ni no sea menor que 0,01% ni mayor que 0,6%, es deseable que el contenido de Mo no sea menor que 0,01% ni mayor que 1%, es deseable que el contenido de V no sea menor que 0,01% ni mayor que 0,2%, es deseable que el contenido de Cr no sea menor que 0,01% ni mayor que 2% y es deseable que el contenido de W no sea menor que 0,01% ni mayor que 0,5%.

Uno o dos o más de Mg, Ca y REM

En la presente invención, Mg, Ca y REM no son esenciales. Mg, Ca y REM (elemento de tierras raras) son elementos que controlan una forma de una inclusión no metálica, que es un punto de partida de la fractura y genera el deterioro de la viabilidad, y mejora la viabilidad. Por lo tanto, uno o dos o más de Mg, Ca y REM se encuentran presentes, según se necesite. Incluso cuando hay menos que 0,0005% de cada uno de Ca, REM y Mg, no se exhibe el efecto antemencionado. Además, incluso cuando se establece el contenido de Mg como mayor que 0,01%, se establece el contenido de Ca como mayor que 0,01% y se establece el contenido de REM como mayor que 0,1%, se satura el efecto antemencionado y disminuye la eficiencia económica.

Por tanto, cuando estos se encuentran presentes según se necesite, es deseable que el contenido de Mg no sea menor que 0,0005% ni mayor que 0,01%, es deseable que el contenido de Ca no sea menor que 0,0005% ni mayor que 0,01% y es deseable que el contenido de REM no sea menor que 0,0005% ni mayor que 0,1%. Adicionalmente, en la presente invención, REM hace referencia a un elemento de La y la serie de lantánidos, que a menudo se agrega en los metales de Misch, y contiene los elementos de la serie, tales como La y Ce, en forma de complejo. También es posible que se encuentren presentes los metales La y Ce.

B: 0,0002 a 0,002%

En la presente invención, B no es esencial. B tiene un efecto de incremento de la capacidad de dureza para aumentar una fracción estructural de una transformación a baja temperatura que genera que una fase sea una fase dura, que por tanto se encuentra presente según se necesite. Sin embargo, cuando B es menor que 0,0002%, no es posible obtener el efecto e incluso cuando B se encuentra presente B en un exceso de 0,002%, se satura el efecto. Por lo tanto, es deseable que el contenido de B no sea menor que 0,0002% ni mayor que 0,002%. Por otra parte, B es un elemento que genera preocupaciones sobre agrietamientos de planchones en una etapa de enfriamiento luego de la colada continua y, desde este punto de vista, es deseable que el contenido sea de 0,0015% o menos. Es decir, es deseable que no sea menor que 0,001% ni mayor que 0,0015%.

Con respecto al componente de acero de una lámina de acero laminada en caliente de la presente invención, el balance de elementos de otros diferentes a los mencionados anteriormente es de Fe e impurezas. En cuanto a las impurezas, es posible proporcionar como ejemplo una contenida en un material en bruto tal como mena, chatarra y similares y una contenida en una etapa de fabricación. Se puede permitir que haya un contenido de los respectivos elementos de impurezas según sea necesario, en un intervalo que no inhiba el funcionamiento ni el efecto de la presente invención.

P: 0,01% o menos

P es un elemento de impureza y cuando supera 0,01%, la segregación de los límites de granos cristalinos se vuelve notoria, se promueve la fragilización del límite del grano y se deteriora la ductilidad local. Además, también se vuelve evidente la fragilización de una parte soldada, de modo que se establece el límite superior en 0,01% o menos. El valor del límite inferior de P no se define en particular, pero establecerlo en menos que 0,0001% es desfavorable desde el punto de vista económico.

S: 0,005% o menos

S es un elemento de impureza y perjudica la capacidad de soldadura y la capacidad de fabricación durante la colada y la capacidad de fabricación durante el laminado en caliente, de modo que el límite superior se establece en 0,005% o menos. Además, cuando hay un contenido excesivo de S, se forma MnS grueso que disminuye la capacidad de expansión de orificios, de modo que para mejorar la capacidad de expansión de orificios, se prefiere disminuir el contenido. El valor de límite inferior de S no se define en particular, pero establecerlo a menos que 0,0001% es desfavorable desde el punto de vista económico, de modo que preferentemente se establece este valor como valor de límite inferior.

N: 0,01% o menos

N es un elemento de impureza que inevitablemente se mezcla en el momento de refinar el acero y es un elemento que forma nitruro combinado con Ti, Nb o similares. Cuando el contenido de N es mayor que 0,01%, este nitruro se precipita a una temperatura relativamente alta, de modo que es posible que los granos cristalinos se vuelvan gruesos y el grano cristalino grueso podría volverse un punto de inicio de una grieta por rebabas. Además, este nitruro se encuentra preferentemente en menor cantidad para poder usar eficazmente Nb y Ti tal como se describirá más adelante. Por tanto, el límite superior del contenido de N se establece en 0,01%.

Adicionalmente, cuando el contenido de N es mayor que 0,006% en la aplicación de la presente invención a un miembro en el cual el deterioro por envejecimiento se vuelve un problema, el deterioro por envejecimiento se torna grave, de modo que es deseable que sea 0,006% o menos. Además, cuando se aplica la presente invención a un miembro basándose en la premisa de que se deje reposar a temperatura ambiente durante dos semanas o más luego de la fabricación, para luego someterse al trabajo, es deseable que el contenido de N sea 0,005% o menos en vista de las medidas de deterioro por envejecimiento. Además, al considerar que un miembro puede dejarse reposar en un ambiente a alta temperatura en verano o que se utiliza en un ambiente con exportaciones a regiones por encima del ecuador mediante barcos, buques y similares, es deseable que el contenido de N sea menor que 0,004%.

En cuanto a las otras impurezas, también puede haber 1% o menos en total de Zr, Sn, Co y Zn. Sin embargo, es deseable que Sn se encuentre en un 0,05% o menos ya que podrían aparecer defectos al momento del laminado en caliente.

Posteriormente, se explicará detalladamente la microestructura de la lámina de acero de fase dual de la presente invención. La microestructura de la lámina de acero de fase dual de la presente invención se encuentra limitada tal como se muestra a continuación.

En la posición de 1/4 de espesor de un espesor de lámina, la microestructura constituye una fase dual donde su fase principal se compone de ferrita poligonal reforzada por precipitación mediante carburo de Ti y su segunda fase se compone de 1 a 10% en fracción de área (fsd (%)) de productos de transformación a baja temperatura dispersos en forma plural. El diámetro de cristal promedio del producto de transformación a baja temperatura antemencionado es de 3 a 15 μm . Un valor promedio de una distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura es de 10 a 20 μm . Adicionalmente, la microestructura se especifica en la posición de 1/4 de espesor del espesor de lámina cuando aparecen características promedio.

La ferrita es la estructura más importante para asegurar una dilatación uniforme. Para obtener la resistencia de un grado de 540 MPa o mayor, incluso cuando la fracción de área del producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase dura es 10% o menos, la estructura de ferrita debe reforzarse con refuerzo por precipitación. Además, para asegurar la dilatación, es importante que la fase principal de la microestructura no sea ferrita bainítica con una gran densidad de dislocación sino ferrita poligonal que tenga una baja densidad de dislocación y suficiente ductilidad. Por tanto, la fase principal del acero de la presente invención se establece como ferrita poligonal reforzada por precipitación mediante carburo de Ti. Adicionalmente, el carburo de Ti que se menciona en la presente es un compuesto que tiene Ti y C, que contribuyen al refuerzo por precipitado de la estructura de ferrita como su componente principal, y también es aceptable que contenga, por ejemplo, N, V, Mo y similares, además de Ti y C.

Siempre que el componente se encuentre fijo, el diámetro de grano promedio y la densidad (piezas/ cm^3) de los precipitados que contienen TiC se encuentran inversamente correlacionados de forma considerable. Para obtener un margen mejorado de resistencia mediante refuerzo por precipitación de 100 MPa o mayor en cuanto a la resistencia a la tensión, los precipitados que contienen TiC deben tener un diámetro de grano promedio de 3 nm o menos y la densidad debe ser 1×10^{16} piezas/ cm^3 o más.

En la presente invención, el producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase dura es principalmente martensita o bainita ($\alpha\beta$) que no contiene carburo grueso entre listones. Sin embargo, es posible que contenga menos que 3% en total en una proporción de área de austenita contenida (γ_r) y constituyente de martensita-austenita (MA). Además, la martensita que se menciona en la presente invención es martensita fresca (M) cuando se realiza el bobinado en una zona de temperatura de 100°C o menos donde una velocidad de difusión de carbono es lo suficientemente baja. Es martensita templada (tM, por sus siglas en inglés) cuando la temperatura de bobinado es mayor que 100°C y un punto Ms (un punto Ms de la austenita restante, obtenida luego de los avances de transformación de ferrita durante el enfriamiento luego del laminado de acabado) o menor. El producto de transformación a baja temperatura en el último caso es una estructura mixta con martensita templada y bainita.

La proporción de martensita templada y bainita de esta estructura mixta (producto de transformación a baja temperatura en el último caso) se ve afectada por la temperatura de bobinado y la relación relativa entre la temperatura de bobinado y la temperatura de punto Ms antemencionada. Adicionalmente, cuando el punto Ms es menor que 350°C, la mayor parte del producto de transformación a baja temperatura es bainita que no contiene carburo grueso entre listones que se transforma a más que el punto Ms y a 350°C o menos. Sin embargo, es difícil

distinguir desde el punto de vista metalográfico la martensita templada y la bainita que se mencionan en la presente, y en la presente invención se hace referencia a estas como martensita templada (tM).

5 El producto de transformación a baja temperatura debe dispersarse en forma de isla en un ángulo, un borde y un límite de grano de un grano de ferrita. Esto se debe a que, con respecto a la fractura dúctil que se piensa que está implicada en la viabilidad de eliminación de rebabas, en un mecanismo en el cual se dan vacíos y luego se expanden y se conectan, la forma del producto de transformación a baja temperatura que se pensaba que era un sitio de aparición de un vacío tiene forma de isla, y por tanto, la concentración de esfuerzo se relaja y se elimina la aparición de vacíos que generan fracturas en el producto de transformación a baja temperatura.

10 Adicionalmente, la forma de isla indica un estado en el cual los productos de transformación a baja temperatura no se disponen en forma continua de manera alineada, y además es deseable que la forma individual de estos sea una forma similar a una esfera con menos lugares de concentración de esfuerzo. Siempre que el diámetro de cristal promedio del producto de transformación a baja temperatura sea de 3 a 15 μm y el valor promedio de la distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura sea de 10 a 20 μm , cada uno de los productos de transformación a baja temperatura tiene un tamaño adecuado y se dispersa de forma adecuada para tener «forma de isla».

15 Además, el producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase dura es una estructura importante en lo que respecta a asegurar la dilatación uniforme. Cuando la fracción de área (fsd (%)) de los productos de transformación a baja temperatura dispersos en forma de isla es menor que 1%, se dificulta asegurar 15% o más de dilatación uniforme en el grado de 540 MPa, por ejemplo. Además, se pierde un efecto de retraso de la propagación de las grietas por fatiga. Por otra parte, cuando es mayor que 10%, se acortan los intervalos entre los productos de transformación a baja temperatura, que se pensaba que eran sitios de aparición de vacíos, es posible que los vacíos se conecten, es posible que se dé una fractura dúctil y se deteriora la viabilidad de eliminación de rebabas. Por lo tanto, la fracción de área (fsd (%)) del producto de transformación a baja temperatura en la microestructura se encuentra limitada a 1 a 10%.

25 El diámetro de cristal promedio del producto de transformación a baja temperatura debe limitarse a 3 a 15 μm respecto al diámetro equivalente del círculo. Esto se debe a que, cuando el diámetro de cristal promedio del producto de transformación a baja temperatura es menor que 3 μm , se pierde el efecto que consiste en que el producto de transformación a baja temperatura se vuelva un obstáculo para la propagación de una grieta por fatiga para retrasar la velocidad de propagación, y cuando es mayor que 15 μm , la forma se vuelve naturalmente compleja, se generan partes con concentración de esfuerzo, se genera una fractura prematura de un producto de transformación a baja temperatura grueso y la fractura dúctil provocada por la aparición de vacíos perjudica la viabilidad de eliminación de rebabas. Es deseable que sea de 12 μm o menos.

30 Además, el valor promedio de la distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura debe limitarse de 10 a 20 μm . Cuando el valor promedio de la distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura es menor que 10 μm , los intervalos entre los productos de transformación a baja temperatura se acortan, es posible que se conecten los vacíos, es posible que se genere una fractura dúctil y se deteriora la viabilidad de eliminación de rebabas. Por otra parte, cuando el valor promedio de la distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura es mayor que 20 μm , se propaga selectivamente una grieta por fatiga a través de la ferrita poligonal suave y se pierde el efecto de retraso de la propagación de una grieta por fatiga.

35 Es deseable que la nanodureza promedio del producto de transformación a baja temperatura sea de 7 a 18 GPa. Esto se debe a que, cuando la nanodureza promedio es menor que 7 GPa, se disminuye una diferencia de dureza entre el producto de transformación a baja temperatura y una fase de ferrita suave, y no se exhibe una excelente dilatación uniforme, que es la característica del acero de fase dual. Por otra parte, cuando es mayor que 18 GPa, aumenta la diferencia de dureza entre el producto de transformación a baja temperatura y una fase de ferrita suave y los vacíos se dan en forma local en la etapa inicial de deformación, y por tanto es posible que se desarrolle una fractura dúctil y disminuye la capacidad de deformación local. Además, un intervalo de nanodureza pasa a ser de 1,2 GPa o menos en lo que respecta a la desviación estándar, y de este modo se elimina la aparición local de vacíos en la etapa inicial de deformación.

40 A continuación, se explicará un método de fabricación de una lámina de acero de fase dual de la presente invención.

45 En la presente invención, un método de fabricación de una palanquilla de acero (planchón), con los componentes antemencionados para llevar a cabo antes de una etapa de laminado en caliente, no se encuentra limitado en particular. Es decir, como método de fabricación de una palanquilla de acero (planchón) con los componentes antemencionados, también puede establecerse que, luego de una etapa de fusión mediante un horno vertical, un convertidor, un horno eléctrico o similares, se lleva a cabo el ajuste de componentes de diversas formas para obtener los contenidos de componentes pretendidos en una segunda etapa de refinamiento, y luego se lleva a cabo una etapa de colada mediante colada continua normal, colada mediante un método para lingotes o un método de colada para planchones finos o similares. Adicionalmente, es posible utilizar chatarra como materia prima. Además, cuando se obtiene un planchón mediante colada continua, es posible transformar un planchón intacto por colada a alta

temperatura directamente a laminado en caliente, o también es posible que se lamine en caliente el planchón luego de enfriarse a temperatura ambiente, para luego volver a calentarse en un horno de calentamiento.

5 El planchón obtenido mediante el método de fabricación antemencionado se calienta en un horno de calentamiento a una temperatura de recalentamiento de planchón mínima (= SRT_{min}) o mayor, que se calcula según la Expresión (1), en una etapa de calentamiento de planchón antes del laminado en caliente.

$$SRT_{min} = 10780 / (5,13 - \log([Ti] \times [C])) - 273 \quad \text{Expresión (1)}$$

10 Cuando se encuentra por debajo de esta temperatura, el carbonitruro de Ti no se funde lo suficiente en un material original. En este caso, no es posible obtener un efecto que mejore la resistencia mediante el uso del refuerzo por precipitación que se obtiene mediante la precipitación fina de Ti como carburo durante el enfriamiento, tras completar el laminado de acabado o luego del bobinado. Por tanto, la temperatura de calentamiento en la etapa de calentamiento de planchón se establece en la temperatura mínima de recalentamiento de planchón (= SRT_{min}) o mayor, que se calcula en la Expresión (1). Adicionalmente, cuando la temperatura de calentamiento es menor que 1100°C, se afecta la eficiencia operativa significativamente en cuanto a una planificación, por lo que es deseable que la temperatura de calentamiento sea 1100°C o mayor.

15 Además, no se define un tiempo de calentamiento en particular en la etapa de calentamiento de planchón, pero para promover la fusión suficiente del carbonitruro de Ti, luego de que la temperatura alcanza la temperatura de calentamiento antemencionada, es deseable mantener el planchón durante 30 minutos o más. Además, cuando el planchón se calienta de una forma suficientemente uniforme en una dirección del espesor del planchón, es deseable mantenerlo durante 60 minutos o más. Por otra parte, en cuanto a la disminución en el rendimiento debido a la formación de cascarillas, es 240 minutos o menos. Sin embargo, cuando el planchón colado obtenido luego de la colada se transfiere directamente para laminarse en un estado de alta temperatura, no se aplica lo que antecede.

20 Luego de la etapa de calentamiento de planchón, en el planchón extraído del horno de calentamiento, se inicia una etapa de laminado en bruto de laminado en caliente sin un tiempo de espera en particular y se obtiene una barra en bruto. En esta etapa de laminado en bruto, es necesario llevar a cabo un laminado en bruto a una proporción de laminado de al menos 20% o más durante al menos una pasada en una zona de temperatura no menor que 1050°C ni mayor que 1150°C.

30 Cuando una temperatura de terminación de laminado en bruto es menor que 1050°C, aumenta la resistencia a la deformación en caliente durante el laminado en bruto, lo que resulta en que la operación de laminado en bruto se pueda dañar. Cuando es mayor que 1150°C, las cascarillas secundarias que se generan durante el laminado en bruto se expanden demasiado, lo que hace que deba llevarse a cabo una extracción de cascarillas luego y que la eliminación de las cascarillas en el laminado de acabado pueda resultar difícil de realizar.

35 Además, a menos que el laminado a una proporción de laminado de 20% o más se lleve a cabo en el laminado en bruto en la zona de temperatura, no se puede esperar el refinado de granos cristalinos con el trabajo y la posterior recristalización de austenita ni la resolución de la anisotropía generada por una estructura solidificada. De este modo, se ve afectado el comportamiento de transformación luego del laminado de acabado, la forma del producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase en la microestructura de la lámina de acero de fase dual cambia de una forma de isla a una forma de película y se deteriora la viabilidad de eliminación de rebabas. Además, cuando el planchón colado obtenido luego de la colada se transfiere directamente para laminarse en un estado de alta temperatura, se mantiene la estructura de la colada y es posible que el cambio de forma del producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase a la forma de película se vuelva notorio.

40 Se prefiere que la cantidad de pasadas de laminación en el laminado en bruto sea múltiple, es decir, dos pasadas o más. Cuando se aplican múltiples pasadas, se llevan a cabo el trabajo y la recristalización en la austenita repetidamente y se refinan los granos de austenita promedio antes del laminado de acabado a 100 µm o menos, lo que tiene como resultado que el diámetro de grano promedio del producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase dura sea de 12 µm o menos de manera estable.

45 Además, la proporción de reducción total en el laminado en bruto es 60% o más. Cuando la proporción de reducción total es menor que 60%, no se puede obtener lo suficiente el efecto antemencionado de refinamiento de los granos de austenita. Sin embargo, incluso cuando la proporción de reducción total en el laminado en bruto es mayor que 90%, se satura el efecto y además aumenta la cantidad de pasadas, lo que obstaculiza la productividad, y es posible que se genere un descenso de temperatura. Además, debido a una razón similar, es deseable que la cantidad de pasadas sea 11 o menos.

El laminado de acabado se lleva a cabo luego de la terminación del laminado en bruto. El período de tiempo hasta el inicio del laminado de acabado, tras terminar el laminado en bruto, se encuentra dentro de los 150 segundos.

55 Cuando este período de tiempo es más prolongado que 150 segundos, en la barra en bruto, se precipita Ti en la austenita como carburo TiC grueso. Como resultado, disminuye la cantidad de TiC que se precipita en forma fina en ferrita al momento de la transformación de austenita/ferrita durante el enfriamiento, que se lleva a cabo luego o al

momento de terminación de la transformación de ferrita luego del bobinado, para contribuir a la resistencia mediante refuerzo por precipitación y disminuye la resistencia. Además, el crecimiento del grano de la austenita avanza y de este modo los granos de austenita promedio antes del laminado de acabado se vuelven gruesos, mayores que 100 μm , lo que tiene como resultado que el diámetro de grano promedio del producto de transformación a baja temperatura, que constituye una segunda fase dura, en ocasiones sea mayor que 15 μm .

Por otra parte, no es necesario limitar en particular el valor de límite inferior del período de tiempo hasta el inicio del laminado de acabado, tras la terminación del laminado en bruto. Sin embargo, cuando es menor que 30 segundos, no se disminuye una temperatura de inicio de laminado de acabado a menos que 1080°C, a menos que se utilice un dispositivo de enfriamiento especial, y se generan ampollas, que serán un punto de inicio de defectos como cascarillas y cascarillas ahusadas, entre la superficie de un hierro de base de la lámina de acero, y se producen cascarillas antes del laminado de acabado y durante las pasadas, por lo que es posible que se generen estos defectos de cascarillas. Por tanto, es deseable que sean 30 segundos o más.

Se establece una temperatura de inicio de laminado del laminado de acabado a 1000°C o más y menos que 1080°C.

Cuando esta temperatura es menor que 1000°C, Ti precipita en la austenita como carburo de TiC grueso mediante precipitación inducida por esfuerzo durante el laminado de acabado. Como resultado, disminuye la cantidad de TiC que se precipita en forma fina en ferrita al momento de la transformación de austenita/ferrita durante el enfriamiento, que se lleva a cabo luego o al momento de terminación de la transformación de ferrita luego del bobinado, para contribuir a la resistencia mediante refuerzo por precipitación y disminuye la resistencia.

Por otra parte, cuando esta temperatura es mayor que 1080°C, se generan ampollas, que serán un punto de inicio de defectos como cascarillas y cascarillas ahusadas, entre la superficie de un hierro de base de la lámina de acero, y producen cascarillas antes del laminado de acabado y durante las pasadas, por lo que es posible que se generen estos defectos de cascarillas.

Se establece una temperatura de terminación de laminado de acabado a no menos que una temperatura de punto de transformación Ar3 + 50°C ni más que 1000°C.

La temperatura de punto de transformación Ar3 se expresa simplemente, por ejemplo, mediante la siguiente expresión de cálculo respecto a los componentes de acero. Es decir, se describe mediante la Expresión (5) a continuación.

$$\text{Ar3} = 910 - 310 \times [\text{C}] + 25 \times \{[\text{Si}] + 2 \times [\text{Al}]\} - 80 \times [\text{Mn}_{\text{eq}}] \quad \text{Expresión (5)}$$

Aquí, cuando no se agrega B, $[\text{Mn}_{\text{eq}}]$ se expresa mediante la Expresión (6) a continuación

$$[\text{Mn}_{\text{eq}}] = [\text{Mn}] + [\text{Cr}] + [\text{Cu}] + [\text{Mo}] + [\text{Ni}]/2 + 10([\text{Nb}] - 0,02) \quad \text{Expresión (6)}$$

Además, cuando se agrega B, $[\text{Mn}_{\text{eq}}]$ se expresa mediante la Expresión (7) a continuación.

$$[\text{Mn}_{\text{eq}}] = [\text{Mn}] + [\text{Cr}] + [\text{Cu}] + [\text{Mo}] + [\text{Ni}]/2 + 10([\text{Nb}] - 0,02) + 1 \quad \text{Expresión (7)}$$

Adicionalmente, [C] es el contenido de C (% en masa), [Si] es el contenido de Si (% en masa), [Al] es el contenido de Al (% en masa), [Cr] es el contenido de Cr (% en masa), [Cu] es el contenido de Cu (% en masa), [Mo] es el contenido de Mo (% en masa), [Ni] es el contenido de Ni (% en masa) y [Nb] es el contenido de Nb (% en masa).

Cuando la temperatura de terminación de laminado de acabado es menor que la temperatura de punto de transformación Ar3 + 50°C, los productos de transformación a baja temperatura en la microestructura de la lámina de acero de fase dual quedan en un estado de dispersión donde se los dispone en forma continua de manera alineada. Además, el valor promedio de la distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura se vuelve menor que 10 μm , es posible que los vacíos se conecten, es posible que se genere una fractura dúctil y se deteriora la viabilidad de eliminación de rebabas.

Por otra parte, cuando es mayor que 1000°C, incluso cuando se controla de algún modo un patrón de enfriamiento luego del laminado, la transformación de ferrita se vuelve insuficiente y la fracción de área del producto de transformación a baja temperatura en la microestructura de una lámina de producto se vuelve mayor que 10% y al fin y al cabo se deteriora la viabilidad de eliminación de rebabas.

Además, el laminado de acabado es un laminado con múltiples pasadas por un molino tipo tándem, y la proporción de reducción total no es menos que 75% ni más que 95%.

Siempre que el laminado de acabado se lleve a cabo en un molino tipo tándem que permita el laminado con múltiples pasadas, se lleva a cabo una reducción mediante varias pasadas en el laminado y de este modo se repiten múltiples veces la no recristalización por laminado y la recristalización para un período de tiempo entre las pasadas hasta la siguiente pasada. Como resultado, se refinan los granos de austenita y el diámetro de grano promedio del producto de transformación a baja temperatura en la microestructura de la lámina de acero de fase dual puede ser

15 μm o menos. Sin embargo, cuando la proporción de reducción total es menor que 75%, no es posible refinar los granos de austenita lo suficiente y el diámetro de grano promedio del producto de transformación a baja temperatura en la microestructura de la lámina de acero de fase dual no puede ser de 15 μm o menos.

5 Por otra parte, cuando es mayor que 95%, el efecto se satura y se aplica adicionalmente una carga excesiva al molino de laminado, de modo que no se prefiere desde el punto de vista operativo.

10 Además, es deseable que una proporción de reducción en cada pasada sea de 10% o más. Cuando la proporción de reducción en cada pasada es menor que 10% para tres pasadas en la caja trasera de un molino de acabado en particular y la proporción de laminado promedio para tres pasadas es menor que 10%, el crecimiento del grano avanza significativamente durante las tres pasadas y luego de la terminación del laminado de acabado, y existe el riesgo de que el diámetro de grano promedio del producto de transformación a baja temperatura en la microestructura de la lámina de acero de fase dual ya no pueda ser de 12 μm o menos.

15 Adicionalmente, en la presente invención, no se limita en particular la velocidad de laminado. Sin embargo, cuando la velocidad de laminado en una caja final de acabado es menor que 400 mpm, el período de tiempo para cada pasada de laminado de acabado se ve prolongado. Como resultado, los granos de austenita crecen y se vuelven gruesos y existe el riesgo de que el diámetro de grano promedio del producto de transformación a baja temperatura en la microestructura de una lámina de producto ya no pueda ser de 15 μm o menos de forma estable. Por lo tanto, es deseable que la velocidad de laminado sea de 400 mpm o más. Además, cuando es de 650 mpm, el diámetro de grano promedio del producto de transformación a baja temperatura puede ser de 12 μm o menos en forma estable, de modo que es deseable adicionalmente que sea de 650 mpm. Además, incluso si el límite superior no se encuentra limitado en particular, se logra el efecto de la presente invención, pero en realidad es 1800 mpm o menos debido a las restricciones de las instalaciones.

Luego de la terminación del laminado de acabado, para elaborar la microestructura de un producto, se lleva a cabo la optimización del enfriamiento mediante el control de una tabla de acabado.

25 En primer lugar, el período de tiempo hasta el inicio del enfriamiento luego de la terminación del laminado de acabado se encuentra dentro de los tres segundos. Cuando este período de tiempo hasta el inicio del enfriamiento es mayor que tres segundos, en la austenita y antes de que se transforme, avanza la precipitación del carbonitruro de Ti grueso y sin alinear, disminuye la cantidad de precipitación de carburo de Ti fino y alineado que se precipita en ferrita durante el enfriamiento que se va a realizar después y es posible que disminuya la resistencia. Además, los granos de austenita crecen hasta hacerse gruesos y existe el riesgo de que el diámetro de grano promedio del producto de transformación a baja temperatura en la microestructura de la lámina de producto ya no pueda ser de 15 μm o menos.

30 El valor de límite inferior del período de tiempo hasta el inicio de este enfriamiento no tiene que estar limitado en particular en la presente invención, pero cuando es menor que 0,4 segundos, el enfriamiento se lleva a cabo en un estado donde se mantiene una estructura con trabajo laminar obtenida por laminado, incluso en una lámina de producto, se obtienen los productos de transformación a baja temperatura dispuestos en forma continua de manera alineada y es posible que se deteriore la viabilidad de eliminación de rebabas.

35 En cuanto a la tasa de una etapa de enfriamiento de primera fase que se va a llevar a cabo en primer lugar luego de la terminación del laminado, es necesaria una tasa de enfriamiento promedio de 15°C/seg o más. Cuando esta tasa de enfriamiento es menor que 15°C/seg, se forma perlita durante el enfriamiento y es posible que no se obtenga una microestructura pretendida. Adicionalmente, incluso si el límite superior de la tasa de enfriamiento en la etapa de enfriamiento de primera fase no se encuentra limitado en particular, es posible obtener el efecto de la presente invención. Sin embargo, cuando la tasa de enfriamiento es mayor que 150°C/seg, es extremadamente difícil controlar una temperatura de terminación de enfriamiento, lo que dificulta la elaboración de la microestructura, por lo que es deseable que se establezca a 150°C/seg o menos.

45 Una temperatura de detención de enfriamiento en la etapa de enfriamiento de primera fase es menor que la temperatura de punto de transformación Ar3. Cuando la temperatura de detención de enfriamiento es la temperatura de punto de transformación Ar3 o mayor, no es posible llevar a cabo el control de precipitación de TiC para precipitar en forma fina en ferrita al momento de la transformación de austenita/ferrita durante el enfriamiento en la posterior etapa de enfriamiento de segunda fase y para contribuir a la resistencia. Por otra parte, el límite inferior de la temperatura de detención de enfriamiento de la etapa de enfriamiento de primera fase no se encuentra limitado en particular. Sin embargo, una temperatura de detención de enfriamiento de la posterior etapa de enfriamiento de segunda fase que se va a llevar a cabo para exhibir el refuerzo por precipitación de ferrita es mayor que 600°C, como condición de exhibición del refuerzo por precipitación de ferrita. Por tanto, si la temperatura de detención de enfriamiento de la etapa de enfriamiento de primera fase es 600°C o menor, no es posible obtener el refuerzo por precipitación. Además, cuando llega a un punto Ar1 o menor, no es posible obtener la ferrita, lo que hace imposible que se obtenga una microestructura prevista.

En la etapa de enfriamiento de segunda fase que se va a realizar luego, una tasa de enfriamiento promedio es de 10°C/seg o menos y, en la presente invención, se tiene en cuenta el enfriamiento por aireado (dejar enfriar). Durante

el enfriamiento en esta zona de temperatura, se promueve la transformación de austenita a ferrita y, simultáneamente con la transformación, se precipita carburo fino de Ti en ferrita y se obtiene una resistencia prevista de la lámina de acero. Cuando la tasa de enfriamiento es mayor que 10°C/seg, la velocidad de movimiento de una interfaz entre estas dos fases en la transformación de austenita a ferrita se vuelve demasiado rápida, de modo que la precipitación de carburo de Ti en la interfaz entre las fases no puede seguirle el ritmo y no se puede obtener un refuerzo por precipitación suficiente.

Además, cuando es mayor que 10°C/seg, la transformación de austenita a ferrita se retrasa y no se puede obtener una microestructura prevista. Por otra parte, el límite inferior de la tasa de enfriamiento en la etapa de enfriamiento de segunda fase no tiene que estar limitado en particular en la presente invención. Sin embargo, a menos que se lleve a cabo un ingreso de calor de forma externa mediante un dispositivo de calentamiento o similar, la tasa de enfriamiento en el enfriamiento por aireado es 3°C/seg o similar, incluso si el espesor de la lámina es media pulgada o similar, por lo que se asume un límite superior de espesor de lámina en la presente invención.

Además, el período de tiempo de enfriamiento en la etapa de enfriamiento de segunda fase es 1 segundo o más y menos que 100 segundos. Esta etapa es una etapa extremadamente importante, no sólo porque promueve la separación de las dos fases de la ferrita y la austenita para obtener una segunda fracción de fase prevista sino también porque promueve el refuerzo por precipitación mediante carburo de Ti fino en ferrita, que se obtuvo luego de que se completara la transformación. Cuando este período de tiempo es menor que 1 segundo, la transformación de ferrita no avanza y no se puede obtener una microestructura prevista, y adicionalmente no avanza la precipitación del carburo de Ti en ferrita que se obtiene luego de la transformación, de modo que no se pueden obtener la resistencia prevista ni la viabilidad de eliminación de rebabas de la lámina de acero. Cuando es menor que 3 segundos, la transformación de ferrita y la precipitación de carburo no avanzan lo suficiente, por lo que es deseable que sea de 3 segundos o más, ya que existe el riesgo de que los productos de transformación a baja temperatura y la resistencia de la ferrita ya no puedan obtenerse en cantidades suficientes.

Por otra parte, incluso cuando es de 100 segundos o más, el efecto antemencionado se satura y además la productividad disminuye significativamente. Cuando es de 15 segundos o más, el diámetro de cristal promedio del producto de transformación a baja temperatura de la lámina de acero de fase dual se vuelve grueso y además existe la preocupación de que la perlita se mezcle en la microestructura, por lo que es deseable que sea menor que 15 segundos.

La temperatura de detención de enfriamiento en la etapa de enfriamiento de segunda fase es mayor que 600°C. Cuando esta temperatura es de 600°C o menos, no avanza la precipitación del carburo de Ti en ferrita que se obtiene luego de la transformación, por lo que disminuye la resistencia.

Por otra parte, el límite superior de la temperatura de detención de enfriamiento en la etapa de enfriamiento de segunda fase no se define en particular, pero cuando es mayor que 700°C, la separación de dos fases de ferrita y austenita no es suficiente y no se puede obtener una fracción prevista del producto de transformación a baja temperatura, y además la precipitación del carburo de Ti en la ferrita envejece de más y disminuye la resistencia.

En una etapa de enfriamiento de tercera fase que se lleva a cabo luego, el enfriamiento se lleva a cabo a una tasa de enfriamiento de 15°C/seg o más. Cuando esta tasa de enfriamiento es menor que 15°C/seg, la perlita se mezcla en la microestructura y de este modo no se puede obtener una microestructura prevista. Adicionalmente, una temperatura de terminación de la etapa de enfriamiento de tercera fase es una temperatura de bobinado. Si bien el límite superior de la tasa de enfriamiento en la etapa de enfriamiento de tercera fase no se encuentra limitado en particular, es posible obtener el efecto de la presente invención, pero cuando se considera una cubierta de lámina generada por el esfuerzo térmico, es deseable que se establezca a 300°C/seg o menos.

En la etapa de enfriamiento de tercera fase, se enfría la lámina de acero a una zona de temperatura de 350°C o menos para bobinar. Cuando esta temperatura es mayor que 350°C, no se pueden obtener los productos de transformación a baja temperatura previstos. Concretamente, se forma carburo grueso entre los listones de bainita que constituyen el producto de transformación a baja temperatura, que es un punto de inicio para la aparición de una grieta al momento de la eliminación de rebabas y deteriora la viabilidad de la eliminación de rebabas.

Por otra parte, el valor de límite inferior de la temperatura de bobinado no tiene por qué limitarse en particular, pero cuando una bobina se encuentra en un estado expuesto a agua durante período de tiempo prolongado, surge la preocupación de fallas generadas por óxido, por lo que es deseable que sea 50°C o más. Además, cuando esta temperatura es 100°C o menos, la mayoría del producto de transformación a baja temperatura se vuelve martensita fresca y se mejora la dilatación uniforme que es ventajosa para la formación con un valor n dominante, tal como protuberancias.

Para exhibir en forma más eficiente el refuerzo por precipitación mediante carburo de Ti en la etapa de enfriamiento luego del laminado de acabado, es necesario controlar un patrón de enfriamiento hasta que se enrolle. Concretamente, una longitud de difusión acumulativa total L_{total} de Ti en ferrita expresada por la Expresión (2) a continuación se encuentra en el intervalo de no menos que 0,15 ni más que 0,5.

Es decir, cuando la longitud de difusión acumulativa total L_{total} de Ti en ferrita se expresa mediante la Expresión (3) a

continuación al agregar una longitud de difusión L de Ti en ferrita expresada por la Expresión (2) a continuación, durante un período de tiempo muy breve, Δt /seg de una temperatura de terminación de enfriamiento hasta el bobinado, se cumple $0,15 \leq L_{total} \leq 0,5$.

$$L = \sqrt{D(T + 273)t} \quad \text{Expresión (2)}$$

$$5 \quad L_{total} = \sum \sqrt{D(T + 273)\Delta t} \quad \text{Expresión (3)}$$

Aquí, $D(T + 273)$ es un coeficiente de difusión de volumen en T °C y t es un período de tiempo de difusión, y $D(T)$ se expresa mediante la Expresión (4) a continuación utilizando un coeficiente de difusión D_0 de Ti, una energía de activación Q y una constante de gas R.

$$D(T) = D_0 \times \text{Exp}(-Q/R(T + 273)) \quad \text{Expresión (4)}$$

10 Cuando este valor L_{total} es menor que $0,15 \mu\text{m}$, la precipitación de carburo de Ti no avanza durante el enfriamiento, lo que resulta en la falta de envejecimiento, lo que genera que no se pueda obtener eficientemente el refuerzo por precipitación. Por otra parte, cuando es mayor que $0,5 \mu\text{m}$, la precipitación del carburo de Ti avanza demasiado durante el enfriamiento, lo que resulta en un envejecimiento excesivo, lo que produce que al fin y al cabo no se pueda obtener la capacidad de refuerzo por precipitación de manera eficiente.

15 Adicionalmente, a los efectos de lograr una mejora en la ductilidad mediante la corrección de la forma de la lámina de acero y la introducción de una dislocación móvil, es deseable llevar a cabo un laminado por pasada de temperado a una proporción de reducción no menor que 0,1% ni mayor que 2% luego de que se completen todas las etapas. Además, con el fin de eliminar las cascarillas unidas a la superficie de una lámina de acero laminada en caliente que se obtuvo, también es posible llevar a cabo el decapado en la lámina de acero laminada en caliente que se obtuvo, según sea necesario, luego de que se completen todas las etapas. Además, luego del decapado, sobre la lámina de acero laminada en caliente que se obtuvo, es posible llevar a cabo una pasada de temperado a una proporción de reducción de 10% o menos, lineal o no lineal, o también es posible llevar a cabo un laminado en frío a una proporción de reducción menor que 40% o similar.

20 Además, antes o después, o antes y después del laminado por pasada de temperado, se eliminan las cascarillas de la superficie. La etapa de eliminación de cascarillas no se encuentra definida en particular. Por ejemplo, es posible aplicar el decapado general utilizando ácido clorhídrico o ácido sulfúrico, o un dispositivo según una línea, tal como la molienda superficial con una lijadora o similar o el escarpado con soplete superficial utilizando plasma, un quemador de gas o similar.

25 Además, luego de la colada, luego del laminado en caliente o luego del enfriamiento, es posible llevar a cabo un tratamiento en caliente en una lámina de acero laminada en caliente a la cual se aplicó la presente invención en una línea de galvanizado por inmersión en caliente, y adicionalmente es posible llevar a cabo un tratamiento de superficie en la lámina de acero laminada en caliente. El galvanizado se lleva a cabo en la línea de galvanizado por inmersión en caliente y de este modo se mejora la resistencia a la corrosión de la lámina de acero laminada en caliente.

30 Además, cuando se lleva a cabo el galvanizado en la lámina de acero laminada en caliente obtenida luego del decapado, también es posible sumergir la lámina de acero obtenida en un baño galvanizado para someterla a un tratamiento con aleaciones, según se necesite. Al llevar a cabo el tratamiento con aleaciones, se mejora la resistencia de soldadura de la lámina de acero laminada en caliente contra diversas soldaduras tales como soldadura por puntos, además de mejorar la resistencia a la corrosión.

40 Ejemplo

Los aceros A a Z y de a a d que tienen los componentes químicos que se muestran en la Tabla 1 se fusionaron en una etapa de refinado secundario y refinado de conversión, cada una de las palanquillas de acero (planchones) fabricados mediante colada continua se volvieron a calentar y se redujeron a un espesor de lámina de 2,3 a 3,4 mm mediante laminado de acabado luego del laminado en bruto, y se enfrió cada una en una tabla de acabado para luego enrollarse, y se prepararon las láminas de acero laminadas en caliente. Más específicamente, según las condiciones de fabricación que se muestran en las Tablas 2 y 3, se prepararon láminas de acero laminadas en caliente. Adicionalmente, todas las composiciones químicas en la Tabla 1 significan % en masa.

En la Tabla 1, Ti* representa $[\text{Ti}] - 48/14[\text{N}] - 48/32[\text{S}]$, en las Tablas 1 y 2, Ex.C representa $[\text{C}] - 12/48 \times ([\text{Ti}] + 48/93[\text{Nb}] - 48/14[\text{N}] - 48/32[\text{S}])$ y en la Tabla 1, Mn/S representa $[\text{Mn}]/[\text{S}]$. Además, el balance del componente en la Tabla 1 es Fe e impurezas, cada subrayado en las Tablas 1 y 2 indica que un valor numérico se encuentra por fuera del intervalo de la presente invención. Cada uno de los aceros K y R carece de Si en forma intencional. En la Tabla 1, «-» indica que no se realiza un contenido intencional.

En la Tabla 2, «ACERO» indica un acero que tiene los componentes que corresponden a cada símbolo que se muestra en la Tabla 1. «TEMPERATURA DE SOLUCIÓN» indica la temperatura mínima de recalentamiento de planchón (= SRT_{min}) que se calcula mediante la Expresión (1). «TEMPERATURA DE PUNTO DE

TRANSFORMACIÓN Ar3» indica una temperatura calculada mediante la Expresión (5), (6) o (7). «Ex.C» indica un valor calculado mediante $[C] - 12/48 \times ([Ti] + 48/93[Nb] - 48/14[N] - 48/32[S])$.

En las condiciones de fabricación en las Tablas 2 y 3, en la etapa de calentamiento, «TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO» indica una temperatura final máxima en el recalentamiento de planchones y «PERÍODO DE TIEMPO DE MANTENIMIENTO» indica un período de tiempo de mantenimiento a una temperatura de calentamiento predeterminada. En el laminado en bruto, «CANTIDAD TOTAL DE PASADAS» indica un valor total de la cantidad de pasadas de laminado en el laminado en bruto, «PROPORCIÓN DE REDUCCIÓN TOTAL» indica una proporción de reducción en el laminado en bruto desde el inicio hasta la terminación del laminado en bruto, «CANTIDAD DE PASADAS DE 1050 A 1150°C Y A 20% O MÁS» indica la cantidad de pasadas que se realizaron en el laminado a una proporción de laminado de 20% o más en una zona de temperatura de 1050 a 1150°C, «PERÍODO DE TIEMPO HASTA EL INICIO DEL LAMINADO DE ACABADO» indica un período de tiempo hasta el inicio del laminado de acabado luego de la terminación del laminado en bruto y «DIÁMETRO DE GRANO PROMEDIO DE AUSTENITA INMEDIATAMENTE ANTES DEL LAMINADO DE ACABADO» indica un diámetro de grano promedio de los granos de austenita inmediatamente antes de que se tome una barra en bruto en la primera caja del laminado de acabado. Es posible obtener el reconocimiento de este diámetro de grano de austenita de una forma que temple lo más posible una pieza recortada obtenida mediante el corte de una barra en bruto antes de que se someta al laminado de acabado mediante una cizalla de corte o similar, que se enfría a temperatura ambiente o similar, y se graba un corte transversal paralelo a una dirección de laminado para hacer que aparezcan los límites de grano de austenita para medir los diámetros de grano de austenita mediante un microscopio óptico. En este caso, se miden 20 campos visuales o más en la posición 1/4 de un espesor de lámina a 50 o más de aumento mediante un análisis de imágenes, un método de conteo de puntos o similar.

En el laminado de acabado, «TEMPERATURA DE INICIO DE LAMINADO» indica una temperatura inmediatamente antes de que una barra en bruto sea tomada en la primera caja de laminado de acabado, «PROPORCIÓN DE REDUCCIÓN TOTAL» indica una proporción de reducción durante el laminado de acabado desde el inicio hasta la terminación del laminado de acabado, «PROPORCIÓN DE REDUCCIÓN PROMEDIO PARA 3 PASADAS EN LA CAJA TRASERA» indica un valor promedio de las proporciones de reducción de la pasada final, inclusive de la pasada final a la tercera pasada en el laminado de acabado, en el que normalmente se lleva a cabo el laminado continuo con múltiples pasadas, «VELOCIDAD DE LADO DE SALIDA DE LAMINADO DE ACABADO» indica una lámina lateral de salida que pasa a una velocidad en la caja de laminado luego de que se completa una pasada de reducción final de laminado de acabado, y «TEMPERATURA DE ACABADO» indica una temperatura inmediatamente después de un lado de salida de caja de laminación de una pasada final de laminado de acabado. Adicionalmente, la proporción de reducción puede ser un valor de rendimiento real calculado a partir del espesor de lámina o también puede ser un valor de configuración de una caja de laminado. Además, es deseable medir la temperatura en el momento de etapa con un termómetro de radiación o un termómetro de contacto, pero también puede ser un valor estimado obtenido mediante un modelo de temperatura o similar.

La etapa de enfriamiento realizada en una tabla de acabado se divide en etapas de enfriamiento de primera a tercera fase en cuanto al control de la precipitación y el control de la estructura. En primer lugar, en «ETAPA DE ENFRIAMIENTO DE PRIMERA FASE», «PERÍODO DE TIEMPO HASTA EL INICIO DEL ENFRIAMIENTO» indica un período de tiempo hasta el inicio del enfriamiento en una tabla de acabado luego de pasar a través de una caja de laminado de una pasada final de laminado de acabado, «TASA DE ENFRIAMIENTO» indica una tasa de enfriamiento promedio mediante enfriamiento con agua y «TEMPERATURA DE DETENCIÓN DE ENFRIAMIENTO» indica una temperatura a la cual se detiene el enfriamiento con agua en la etapa de enfriamiento de primera fase. En «ETAPA DE ENFRIAMIENTO DE SEGUNDA FASE», «TASA DE ENFRIAMIENTO» indica una tasa de enfriamiento promedio principalmente mediante enfriamiento con aire sin verter agua, «PERÍODO DE TIEMPO DE MANTENIMIENTO» indica un período de tiempo de mantenimiento de enfriamiento con aire sin verter agua y «TEMPERATURA DE DETENCIÓN DE ENFRIAMIENTO» indica una temperatura a la cual se completa el mantenimiento del enfriamiento con aire sin verter agua. En «ETAPA DE ENFRIAMIENTO DE TERCERA FASE», «TASA DE ENFRIAMIENTO» indica una tasa de enfriamiento promedio hasta el reinicio del enfriamiento con agua y el bobinado luego del enfriamiento con aire y el mantenimiento, y «TEMPERATURA DE BOBINADO» indica una temperatura inmediatamente antes de que se enrolle una lámina de acero en forma de bobina mediante un bobinador luego de detener el enfriamiento con agua. Adicionalmente, «LONGITUD DE DIFUSIÓN ACUMULATIVA TOTAL» indica la longitud de difusión acumulativa total L_{total} de Ti en ferrita y se obtiene mediante la Expresión (3) al sumar la longitud de difusión L de Ti en ferrita expresada por la Expresión (2) para el período de tiempo muy breve Δt /seg de una temperatura de terminación de enfriamiento al bobinado.

Las microestructuras de láminas de acero obtenidas por los métodos de fabricación descritos en las Tablas 2 y 3 se muestran en la Tabla 4, y la propiedad mecánica, la propiedad de superficie y la resistencia a la corrosión se muestran en la Tabla 5.

En primer lugar, se tomó una muestra de la posición 1/4W o la posición 3/4W de un ancho de lámina de cada una de las láminas de acero obtenidas, y mediante el uso de un microscopio óptico, se observó cada microestructura a 1/4 de espesor de un espesor de lámina. En cuanto a los ajustes de las muestras, se pulió un corte transversal de espesor de lámina en la dirección del laminado como superficie de observación para someter a grabado con un reactivo Nital y un reactivo LePera. Cada micrografía óptica a un aumento de 500 de los cortes transversales de

espesor de lámina, grabados con un reactivo Nital y un reactivo LePera, se clasificó como «MICROESTRUCTURA».

Además, de cada una de las micrografías ópticas a un aumento de 500 de los cortes transversales de espesor de lámina, grabados con un reactivo LePera, se reconoció una «CARACTERÍSTICA DE SEGUNDA FASE» que es un estado de distribución del producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase, mediante un análisis de imágenes. Aquí, el estado de dispersión del producto de transformación a baja temperatura se clasifica en uno en el cual los productos de transformación a baja temperatura se dispersan en forma de isla en un ángulo, un borde y una superficie de límite de grano de un grano de ferrita como «FORMA DE ISLA», uno en el cual tienen forma de isla pero no se distribuyen en forma continua paralelos a la dirección de laminado como «ESTADO ALINEADO», y uno en el cual se dispersan para rodear una superficie de límite de grano de un grano de ferrita principalmente como «FORMA DE PELÍCULA».

Además, mediante el análisis de imágenes, se obtuvieron la «FRACCIÓN DE SEGUNDA FASE», que es la fracción de área del producto de transformación a baja temperatura que constituye una segunda fase, y el «DIÁMETRO DE GRANO PROMEDIO DE SEGUNDA FASE», es el diámetro de grano promedio del producto a baja temperatura. «Ex.C (%) / fsd (%)» es un valor de «Ex.C (%)» en la Tabla 2 dividido por la «FRACCIÓN DE SEGUNDA FASE». Adicionalmente, el diámetro de cristal promedio del producto de transformación a baja temperatura es uno en el cual los diámetros equivalentes al círculo se promedian numéricamente. Además, los productos de transformación a baja temperatura se seleccionaron en forma arbitraria, se obtuvieron las respectivas distancias de acercamiento máximo de estos y se estableció un valor promedio de 20 puntos como «VALOR PROMEDIO DE DISTANCIA DE ACERCAMIENTO MÁXIMO ENTRE SEGUNDAS FASES».

Se midió la nanodureza Hn mediante el uso de un TriboScope/TriboIndenter fabricado por Hysitron. Como condición de medida, se midió la dureza del producto de transformación a baja temperatura a 20 puntos o más con 1 mN de carga y se calcularon un promedio aritmético de estos y una desviación estándar.

Se llevó a cabo una medición de la «DENSIDAD DE FERRITA TiC», que es una densidad de precipitado de TiC, mediante un método de medición con sonda atómica tridimensional. En primer lugar, se preparó una muestra acicular a partir de una muestra a medir mediante corte y electropulido y mediante el uso de molienda con haces iónicos focalizados, junto con el electropulido, según se necesite. En la medición con sonda atómica tridimensional, es posible reconstruir los datos integrados para obtener una imagen de distribución real de los átomos en un espacio real. Se obtuvo una densidad numérica de los precipitados de TiC a partir del volumen de una imagen de distribución tridimensional de los precipitados de TiC y la cantidad de precipitados de TiC. Adicionalmente, se llevó a cabo la medición de una forma que especifica los granos de ferrita y se utilizaron cinco o más granos de ferrita para cada muestra. Además, en cuanto al tamaño de los antemencionados precipitados de TiC, se establece como tamaño un diámetro calculado a partir de la cantidad de átomos que constituyen los precipitados de TiC observados y un parámetro de red de TiC que asume que los precipitados son esféricos. De manera arbitraria, se midieron los diámetros de 30 o más de los precipitados de TiC. Un valor promedio de estos fue de 2 a 30 nm o similar.

En cuanto a la propiedad mecánica, se evaluaron las propiedades de resistencia a la tensión (YP, TS y EI) según JIS Z 2241-1998 mediante el uso de una pieza de prueba n.º 5 de JIS Z 2201-1998 tomada de la posición 1/4W o la posición 3/4W del ancho de la lámina en una dirección vertical a la dirección de laminado. A modo de índice de la viabilidad de eliminación de rebabas, se utilizó una prueba de expansión de orificios. Con respecto a la prueba de expansión de orificios, se tomó una pieza de prueba de la misma posición de donde se tomó una pieza de prueba para la tensión y se evaluó la viabilidad de eliminación de rebabas según un método de prueba descrito en las especificaciones de la Federación de Hierro y Acero de Japón JFS T 1001-1996.

Luego, para examinar la resistencia a la fatiga por entalla, se tomó una pieza de prueba de fatiga con una forma como se muestra en la FIG. 1, de la misma posición que se tomó la pieza de prueba de tensión, para que el lado en la dirección de laminado fuera un lado largo, y se sometió a una prueba de fatiga. Aquí, la pieza de prueba de fatiga descrita en la FIG. 1 es una pieza de prueba entallada preparada para obtener la resistencia a la fatiga por entalla. Cada una de las partes de ángulos de superficies laterales (cada parte rodeada por una línea punteada en la FIG. 1) de esta pieza de prueba entallada se encuentra biselada con 1R para pulir en la dirección longitudinal con #600.

Para abordar la evaluación de la propiedad de fatiga en el uso real de una parte de automóvil, se realizó la entalla mediante el punzonado con un punzón de cilindro de la misma forma que la pieza de prueba de expansión de orificios. Adicionalmente, se estableció una separación de punzados a 12,5%. Sin embargo, en la pieza de prueba de fatiga, la molienda de los acabados finos se llevó a cabo a la profundidad de 0,05 mm o similar desde la capa más superficial. Se utilizó una máquina de prueba de fatiga tipo Schenck para la prueba de fatiga y se basó el método de prueba en JIS Z 2273-1978 y JIS Z 2275-1978. « σ_wk/TS » que es la definición de la propiedad de fatiga por entalla en la Tabla 3 es un valor de una resistencia a la fatiga de 2 millones de ciclos obtenido mediante esta prueba, dividido la resistencia a la tensión.

Se evaluó la propiedad de superficie mediante «DEFECTOS DE SUPERFICIE» y «RUGOSIDAD» antes del decapado. Cuando esta evaluación es igual o menor que la referencia, a veces se da el caso de que la calidad de la superficie es evaluada según un patrón y una irregularidad de la superficie, por subordinados y clientes, incluso luego del decapado. Aquí, «DEFECTO DE SUPERFICIE» indica un resultado obtenido mediante el reconocimiento

visual de la presencia/ausencia de defectos, tales como cascarillas de Si, cascarillas y cascarillas ahusadas, y el caso de los defectos por la presencia de cascarillas se muestra como «x» y el caso de defectos que no contienen cascarillas se muestra como «○». Adicionalmente, uno en el que estos defectos son parciales o como la referencia o menos se considera «LIGERO» que se muestra como «Δ». La «RUGOSIDAD» se evalúa mediante Rz e indica un valor obtenido mediante un método de medición descrito en JIS B 0601-2001. Adicionalmente, siempre que Rz sea 20 μm o menos, la calidad de superficie es un nivel sin problemas.

La resistencia a la corrosión se evaluó mediante la «PROPIEDAD DE TRATAMIENTO DE CONVENSIÓN» Y «RESISTENCIA A LA CORROSIÓN POSCOBERTURA». En primer lugar, se decapó la lámina de acero fabricada y luego se sometió a un tratamiento de conversión en el cual se une una película de cobertura de fosfato de zinc de 2,5 g/m². En esta etapa, se llevaron a cabo mediciones de la presencia/ausencia de la carencia de ocultamiento y una proporción P como «PROPIEDAD DE TRATAMIENTO DE CONVENSIÓN».

El tratamiento de conversión con ácido fosfórico es un tratamiento que utiliza una solución química que tiene ácido fosfórico e iones de Zn como componente principal y es una reacción química para generar un cristal llamado fosfofilita: $\text{FeZn}_2(\text{PO}_4)_3 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ entre los iones de Fe que se licúan de la lámina de acero. Los puntos técnicos del tratamiento de conversión con ácido fosfórico son (1) hacer que se licúen los iones de Fe para promover la reacción y (2) formar cristales de fosfofilita densos en la superficie de la lámina de acero. Particularmente, con respecto a (1), cuando los óxidos atribuibles a la formación de cascarillas de Si permanecen en la superficie de la lámina de acero, se impide el licuado de Fe y aparece una parte a la cual no se une una película de cobertura de conversión, que se llama carencia de ocultamiento, debido a que no hay licuado de Fe, se forma una película de cobertura de conversión anómala que no se forma normalmente en la superficie de un hierro, llamada hopeíta: $\text{Zn}_3(\text{PO}_4)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ y de este modo en ocasiones se deteriora el rendimiento luego de la cobertura. Por tanto, es importante hacer la superficie normal, de modo que mediante el licuado de Fe en la superficie de la lámina de acero mediante ácido fosfórico, sea posible proporcionar iones de Fe en cantidades suficientes.

Esta carencia de ocultamiento puede reconocerse mediante observación con un microscopio electrónico de barrido, se observan 20 campos visuales o similar a un aumento de 1000, y el caso en el que la película de cobertura de conversión se une uniformemente a la totalidad de la superficie y no puede reconocerse carencia de ocultamiento se denomina como sin carencia de ocultamiento, que se muestra como «○». Además, el caso en el que el campo visual con reconocimiento de carencia de ocultamiento es 5% o menos se denomina ligero, que se muestra como «Δ». Además, el caso en el que es mayor que 5% se considera como presencia de carencia de ocultamiento, que se evalúa como «x».

Por otra parte, es posible medir la proporción P mediante el uso de un dispositivo de difracción de rayos X, se toma una proporción de una intensidad de difracción de rayos X P del plano de la fosfofilita (100) y una intensidad de difracción de rayos X H del plano de la hopeíta (020) y se evalúa la proporción P mediante proporción $P = P/(P + H)$. Es decir, la proporción P representa la proporción de hopeíta y de fosfofilita en la película de cobertura obtenida mediante la realización del tratamiento de conversión, y significa que cuando la proporción P es mayor, hay más contenido de fosfofilita y se forman cristales de fosfofilita densos en la superficie de la lámina de acero. En general, es necesario que la proporción $P \geq 0,80$ para cumplir con el rendimiento anticorrosión y el rendimiento de cobertura, y en entornos corrosivos severos tal como en una región de descongelamiento con dispersión de sal, es necesaria una proporción $P \geq 0,85$.

Luego, con respecto a la resistencia a la corrosión, se llevó a cabo una cobertura por electrodeposición con un espesor de 25 μm luego del tratamiento de conversión y se llevó a cabo un tratamiento de cobertura y horneado a 170°C x durante 20 minutos, y luego se hizo una incisión con una longitud de 130 mm en una película de cobertura por electrodeposición para alcanzar el hierro de base con un cuchillo con borde afilado, y en condiciones de pulverizado de sal descritas en JIS Z 2371, se llevó a cabo una pulverización de sal al 5% a una temperatura de 35°C durante 700 horas de forma continua, y luego se aplicó una cinta (Nichiban Co., Ltd. 405A-24 JIS Z 1552) con un ancho de 24 mm y con una longitud de 130 mm en la parte de la incisión paralela a la parte de la incisión, y se midió el ancho máximo de la película de cobertura desprendida que se obtuvo luego de desprender la cinta. Este ancho máximo de película de cobertura desprendida mayor que 4 mm definió que la resistencia a la corrosión es inferior.

A continuación, se explicarán los resultados. Adicionalmente, con respecto a los aceros número 32, 36 y 46, se pasó la lámina por una línea de galvanizado por inmersión en caliente de aleación luego del decapado, y a una temperatura de baño de Zn de 430 a 460°C, se llevó a cabo un baño de inmersión de galvanizado, y de estos en el acero 32 y el 46 se llevó a cabo además un tratamiento con aleaciones a una temperatura de aleación de 500 a 600°C.

Los aceros número 1, 4, 9, 10, 11, 20, 23, 24, 25, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38 y 39 son según la presente invención.

Estas láminas de acero son láminas de acero de grados de 540 MPa y mayores que contienen cantidades predeterminadas de componentes de acero y en las cuales en la posición de 1/4 de espesor del espesor de lámina, una microestructura es una fase dual, donde su fase principal se compone de ferrita poligonal reforzada por

- precipitación mediante carburo de Ti y su segunda fase se compone de 1 a 10% en fracción de área (fsd (%)) de productos de transformación a baja temperatura dispersos en forma de isla, se cumple $0,001 \leq \text{Ex.C} (\%)/\text{fsd} (\%) \leq 0,01$ ($\text{Ex.C} (\%) = [\text{C}] - 12/48 \times \{[\text{Ti}] + 48/93 \times [\text{Nb}] - 48/14 \times [\text{N}] - 48/32 \times [\text{S}]\}$), un diámetro de cristal promedio del producto de transformación a baja temperatura es de 3 a 15 μm , y un valor promedio de una distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura es de 10 a 20 μm , y es posible obtener láminas de acero de resistencia elevada con un valor de expansión de orificios $\gamma \geq 70\%$, con una propiedad de fatiga por entalla de $\sigma_{\text{WK}}/\text{TS} \geq 0,35$, y con defectos ligeros de superficie o sin defectos de superficie.
- Los aceros número 32 y 39 contienen acero K y R, que intencionalmente no contienen Si, respectivamente, y el contenido de Si de estos es 0 o un nivel de impurezas. Sin embargo, los aceros número 32 y 39 también cumplen la propiedad mecánica de la presente invención.
- Los aceros diferentes a los anteriores se encuentran fuera del intervalo de la presente invención debido a las siguientes razones.
- Es decir, con respecto al acero número 2, la temperatura de calentamiento se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que no puede obtenerse la microestructura predeterminada y la resistencia a la tensión es baja.
- Con respecto al acero número 3, la proporción de reducción total de laminado en bruto se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y el valor de expansión de orificios es bajo.
- Con respecto al acero número 5, la cantidad de pasadas de 1050 a 1150°C y a 20% o más se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación del acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y el valor de expansión de orificios es bajo.
- Con respecto al acero número 6, el período de tiempo hasta el inicio del laminado de acabado se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y la resistencia a la tensión y el valor de expansión de orificios son bajos.
- Con respecto al acero número 7, la temperatura de inicio de laminado de acabado se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y la resistencia a la tensión es baja.
- Con respecto al acero número 8, la proporción de reducción total del laminado de acabado se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que la microestructura predeterminada no se puede obtener y el valor de expansión de orificios es bajo.
- Con respecto al acero número 12, la temperatura de terminación del laminado de acabado se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que la microestructura predeterminada no se puede obtener y el valor de expansión de orificios es bajo.
- Con respecto al acero número 13, la temperatura de terminación del laminado de acabado se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que la microestructura predeterminada no se puede obtener y el valor de expansión de orificios es bajo.
- Con respecto al acero número 14, el período de tiempo hasta el enfriamiento se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y la resistencia a la tensión y el valor de expansión de orificios son bajos.
- Con respecto al acero número 15, la tasa de enfriamiento del enfriamiento (a) se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y el valor de expansión de orificios y la propiedad de fatiga por entalla son bajos.
- Con respecto al acero número 16, la temperatura de detención de enfriamiento del enfriamiento (a) se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que la microestructura predeterminada no se puede obtener y la resistencia a la tensión y la propiedad de fatiga por entalla son bajas.
- Con respecto al acero número 17, la temperatura de detención de enfriamiento del enfriamiento (a) se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que la microestructura predeterminada no se puede obtener y la resistencia a la tensión y la propiedad de fatiga por entalla son bajas.
- Con respecto al acero número 18, la tasa de enfriamiento del enfriamiento (b) se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y la resistencia a la tensión y el valor de expansión de orificios son bajos.
- Con respecto al acero número 19, el período de tiempo de mantenimiento del enfriamiento (b) se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la

microestructura predeterminada y la resistencia a la tensión y la propiedad de fatiga por entalla son bajas.

Con respecto al acero número 21, la tasa de enfriamiento del enfriamiento (c) se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y el valor de expansión de orificios y la propiedad de fatiga por entalla son bajos.

- 5 Con respecto al acero número 22, la temperatura de bobinado se encuentra fuera del intervalo del método de fabricación de acero de la presente invención, por lo que la microestructura predeterminada no se puede obtener y el valor de expansión de orificios es bajo.

- 10 Con respecto al acero número 40, el contenido de C se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y el valor de expansión de orificios es bajo.

Con respecto al acero número 41, el contenido de C se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que no puede obtenerse la microestructura predeterminada y la resistencia a la tensión es baja.

Con respecto al acero número 42, el contenido de Si se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que la propiedad de superficie es mala.

- 15 Con respecto al acero número 43, el contenido de Mn se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que se da un agrietamiento de los planchones que hace imposible el laminado.

Con respecto al acero número 44, el contenido de Mn se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y la resistencia a la tensión es baja.

- 20 Con respecto al acero número 45, el contenido de P se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que la dilatación y la propiedad de fatiga por entalla son bajas, debido a una fragilización.

Con respecto al acero número 46, el contenido de S se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que MnS se vuelve un punto de inicio de una grieta y el valor de expansión de orificios es bajo.

- 25 Con respecto al acero número 47, el contenido de N se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que TiN grueso se vuelve un punto de inicio de una grieta y el valor de expansión de orificios es bajo.

Con respecto al acero número 48, el contenido de Ti se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y la propiedad de fatiga por entalla es baja.

- 30 Con respecto al acero número 49, el contenido de Ti se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y la resistencia a la tensión es baja.

Con respecto al acero número 50, el valor de Ti* se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que la microestructura predeterminada no se puede obtener y el valor de expansión de orificios y la propiedad de fatiga por entalla son bajos.

- 35 Con respecto al acero número 51, el contenido de Al se encuentra fuera del intervalo de acero de la presente invención, por lo que no se puede obtener la microestructura predeterminada y el valor de expansión de orificios es bajo.

Tabla 1

		% en masa																				NOTA		
ACERO	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	Mo	V	Cr	W	B	Mg	Ca	Rem	OTROS	Ti*	Ex.C	Mn.S	
A	0.051	0.04	1.48	0.001	0.002	0.490	0.0031	0.116	0.014	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0007	-	0.1024	0.0236	740	PRESENTE INVENCION
B	0.042	0.02	1.36	0.001	0.003	0.290	0.0035	0.073	0.009	-	-	-	-	-	-	-	0.0016	-	-	-	0.0565	0.0267	453	PRESENTE INVENCION
C	0.037	0.48	0.34	0.001	0.003	0.060	0.0031	0.003	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0008	-	-	0.0479	0.0250	113	PRESENTE INVENCION
D	0.012	0.02	1.54	0.001	0.002	0.525	0.0039	0.022	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0060	0.0105	906	PRESENTE INVENCION
E	0.089	0.02	1.51	0.001	0.001	0.523	0.0036	0.122	-	-	0.05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1081	0.0620	1514	PRESENTE INVENCION
F	0.052	0.45	1.55	0.001	0.002	0.577	0.0038	0.121	-	-	-	0.20	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1051	0.0260	775	PRESENTE INVENCION
G	0.057	0.09	1.54	0.001	0.002	0.506	0.0039	0.123	-	-	-	-	0.08	-	-	-	-	-	-	-	0.1071	0.0299	963	PRESENTE INVENCION
H	0.052	0.02	0.24	0.001	0.001	0.574	0.0044	0.119	-	-	-	-	-	0.11	-	0.0014	-	-	-	-	0.1015	0.0268	200	PRESENTE INVENCION
I	0.055	0.02	2.10	0.001	0.002	0.534	0.0037	0.121	-	-	-	-	-	-	0.02	-	-	-	-	-	0.1062	0.0286	1313	PRESENTE INVENCION
J	0.051	0.01	2.44	0.001	0.001	0.522	0.0040	0.116	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1003	0.0254	2218	PRESENTE INVENCION
K	0.057	-	2.88	0.001	0.001	0.568	0.0038	0.122	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0006	-	-	-	0.1070	0.0303	2400	PRESENTE INVENCION
L	0.051	0.01	1.59	0.001	0.001	1.440	0.0038	0.119	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0008	-	-	0.1041	0.0254	1134	PRESENTE INVENCION
M	0.057	0.02	1.56	0.001	0.002	0.950	0.0036	0.122	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0007	-	0.1073	0.0299	823	PRESENTE INVENCION
N	0.051	0.02	1.50	0.001	0.001	0.080	0.0042	0.123	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1068	0.0242	1157	PRESENTE INVENCION
O	0.054	0.02	1.59	0.001	0.001	0.508	0.0075	0.119	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0915	0.0311	1324	PRESENTE INVENCION
P	0.052	0.02	1.51	0.001	0.002	0.520	0.0054	0.115	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0944	0.0285	1003	PRESENTE INVENCION
Q	0.055	0.11	1.54	0.001	0.002	0.515	0.0037	0.184	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1682	0.0129	770	PRESENTE INVENCION
R	0.054	-	1.53	0.001	0.001	0.589	0.0037	0.050	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0354	0.0451	1272	PRESENTE INVENCION
S	0.120	0.01	1.60	0.001	0.001	0.560	0.0040	0.122	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1061	0.0935	1454	ACERO COMPARATIVO
T	0.004	0.02	1.58	0.001	0.001	0.507	0.0035	0.124	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1100	-0.0235	1315	ACERO COMPARATIVO
U	0.057	0.75	1.51	0.001	0.002	0.573	0.0043	0.116	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0990	0.0319	1005	ACERO COMPARATIVO
V	0.054	0.01	3.20	0.001	0.001	0.593	0.0043	0.122	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1048	0.0277	2286	ACERO COMPARATIVO
W	0.051	0.02	0.11	0.001	0.002	0.577	0.0039	0.116	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0993	0.0259	58	ACERO COMPARATIVO
X	0.059	0.02	1.55	0.080	0.001	0.567	0.0043	0.119	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1028	0.0333	1405	ACERO COMPARATIVO
Y	0.055	0.01	1.51	0.001	0.010	0.522	0.0044	0.116	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0859	0.0337	151	ACERO COMPARATIVO
Z	0.059	0.01	1.55	0.001	0.002	0.520	0.0200	0.122	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0502	0.0467	777	ACERO COMPARATIVO
a	0.055	0.01	1.60	0.001	0.002	0.547	0.0039	0.220	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.2039	0.0041	842	ACERO COMPARATIVO
b	0.055	0.02	1.54	0.001	0.002	0.523	0.0039	0.002	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0142	0.6580	811	ACERO COMPARATIVO
c	0.060	0.02	1.52	0.001	0.001	0.549	0.0088	0.020	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0.0123	0.6626	1087	ACERO COMPARATIVO
d	0.057	0.01	1.55	0.001	0.002	2.100	0.0035	0.115	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1003	0.0316	861	ACERO COMPARATIVO

Tabla 2

	ACERO NÚMERO	FACTOR METALÚRGICO				CONDICIÓN DE FABRICACIÓN						
		ACERO	TEMPERATURA SOLUCIÓN	TEMPERATURA PUNTO TRANSFORMACIÓN A3 (°C)	Ex. C (%)	CALENTA MIENTO		LAMINADO EN BRUTO				
						TEMPERATURA CALENTAMIENTO (°C)	PERÍODO TIEMPO MANTENIMIENTO (MINUTOS)	CANT. TOTAL PASADAS	PROPOR. REDUCC. TOTAL (%)	CANT. PASADAS DE 1050 °C A 1150 °C Y A 20 % O MAS	PERÍODO DE TIEMPO HASTA INICIO DE LAMINADO DE ACABADO (SEGUNDO)	DIÁMETRO DE AUSTENITA PROM. INMEDIATAMENTE ANTES DE LAMINADO DE ACABADO (µm)
PRESENTE INVENCION	1	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
ACERO COMPARATIVO	2	A	1192	806	0.0236	1150	90	7	87	3	30	75
ACERO COMPARATIVO	3	A	1192	806	0.0236	1230	90	5	84	3	60	125
PRESENTE INVENCION	4	A	1192	806	0.0236	1230	90	3	75	1	60	90
ACERO COMPARATIVO	5	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	0	60	100
ACERO COMPARATIVO	6	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	210	160
ACERO COMPARATIVO	7	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
ACERO COMPARATIVO	8	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
PRESENTE INVENCION	9	A	1192	806	0.0236	1230	45	7	87	5	45	75
PRESENTE INVENCION	10	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
PRESENTE INVENCION	11	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
ACERO COMPARATIVO	12	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	150	100
ACERO COMPARATIVO	13	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
ACERO COMPARATIVO	14	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
ACERO COMPARATIVO	15	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
ACERO COMPARATIVO	16	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
ACERO COMPARATIVO	17	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
ACERO COMPARATIVO	18	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
ACERO COMPARATIVO	19	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
PRESENTE INVENCION	20	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	7	45	70
ACERO COMPARATIVO	21	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
ACERO COMPARATIVO	22	A	1192	806	0.0236	1230	90	7	87	3	60	85
PRESENTE INVENCION	23	B	1137	812	0.0279	1200	120	5	81	2	120	95
PRESENTE INVENCION	24	C	1116	902	0.0250	1200	120	5	81	2	120	95
PRESENTE INVENCION	25	D	965	823	0.0105	1200	120	5	81	2	120	95
PRESENTE INVENCION	26	E	1247	802	0.0620	1250	30	9	86	7	90	90
PRESENTE INVENCION	27	F	1198	810	0.0260	1230	60	9	86	7	90	90
PRESENTE INVENCION	28	G	1206	813	0.0299	1230	60	9	86	7	90	90
PRESENTE INVENCION	29	H	1196	831	0.0268	1230	60	9	86	7	90	90
PRESENTE INVENCION	30	I	1203	768	0.0286	1230	60	9	86	7	90	90
PRESENTE INVENCION	31	J	1191	742	0.0254	1230	60	9	86	7	90	90
PRESENTE INVENCION	32	K	1206	707	0.0303	1230	60	9	86	7	90	90
PRESENTE INVENCION	33	L	1195	855	0.0254	1230	60	9	86	7	90	90
PRESENTE INVENCION	34	M	1206	831	0.0299	1230	60	9	86	7	90	90
PRESENTE INVENCION	35	N	1197	794	0.0242	1210	100	5	81	2	120	95
PRESENTE INVENCION	36	O	1199	808	0.0311	1210	100	5	81	2	120	95
PRESENTE INVENCION	37	P	1193	816	0.0285	1210	100	5	81	2	120	95
PRESENTE INVENCION	38	Q	1240	814	0.0129	1250	45	9	86	7	90	90
PRESENTE INVENCION	39	R	1127	817	0.0451	1180	150	5	81	2	120	95
ACERO COMPARATIVO	40	S	1274	789	0.0935	1280	40	9	86	7	90	90
ACERO COMPARATIVO	41	T	1005	824	-0.0235	1150	180	3	77	1	150	100
ACERO COMPARATIVO	42	U	1201	835	0.0319	1230	45	9	86	7	90	90
ACERO COMPARATIVO	43	V	1201	683	0.0277							
ACERO COMPARATIVO	44	W	1191	931	0.0259	1220	70	5	81	2	120	95
ACERO COMPARATIVO	45	X	1207	813	0.0333	1220	70	5	81	2	120	95
ACERO COMPARATIVO	46	Y	1199	815	0.0337	1220	70	5	81	2	120	95
ACERO COMPARATIVO	47	Z	1210	810	0.0467	1230	70	5	81	2	120	95
ACERO COMPARATIVO	48	a	1257	809	0.0041	1260	30	9	86	7	90	90
ACERO COMPARATIVO	49	b	913	812	0.0580	1150	180	5	81	2	120	95
ACERO COMPARATIVO	50	c	1065	814	0.0626	1150	180	5	81	2	120	95
ACERO COMPARATIVO	51	d	1201	890	0.0316	1220	70	5	81	2	120	95

Tabla 4

ACERO NÚMERO	MICROESTRUCTURA								
	MICROESTRUCTURA	DENSIDAD TIC FERRITA (PIEZA/ cm ³)	CARACTERÍSTICA SEGUNDA FASE	FRACCIÓN SEGUNDA FASE fad (%)	Es. C(%) / fad(%)	NANODUREZA SEGUNDA FASE In (c3Pn)	NANODUREZA SEGUNDA FASE DESVIACIÓN ESTÁNDAR cffin (c3Pn)	DIÁMETRO GRANO PROMEDIO SEGUNDA FASE (µm)	VALOR PROMEDIO DE DISTANCIA ACERC. MÁX. ENTRE SEGUNDAS FASES (µm)
1	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁶	FORMA ISLA	4.0	0.0059	11.9	1.0	8.0	18.8
2	PF+M	5×10 ¹³	FORMA ISLA	5.0	0.0047	10.2	0.9	12.0	10.0
3	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	2×10 ¹⁶	FORMA ISLA	9.0	0.0026	7.0	0.6	18.0	3.7
4	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	6×10 ¹⁶	FORMA ISLA	4.0	0.0059	11.9	1.0	15.0	10.0
5	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁶	FOR. PELÍCULA	3.5	0.0067	13.2	1.1	14.0	12.2
6	PF+M	2×10 ¹³	FORMA ISLA	3.0	0.0079	14.9	1.3	17.0	11.8
7	PF+M	3×10 ¹³	FORMA ISLA	3.0	0.0047	10.2	0.9	7.0	17.1
8	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	2×10 ¹⁶	FORMA ISLA	9.0	0.0026	7.0	0.6	16.0	4.2
9	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	2×10 ¹⁶	FORMA ISLA	5.0	0.0047	10.2	0.9	11.0	10.9
10	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	3×10 ¹⁶	FORMA ISLA	5.5	0.0043	9.5	0.8	15.0	11.0
11	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	2×10 ¹⁶	FORMA ISLA	4.5	0.0052	11.0	0.9	15.0	12.0
12	F + M TRABAJADOS	2×10 ⁹	EST. ALINEADO	3.0	0.0079	14.9	1.3	20.0	4.0
13	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁶	FORMA ISLA	31.0	0.0008	4.1	0.4	18.0	6.0
14	PF+M	5×10 ¹³	FORMA ISLA	5.0	0.0047	10.2	0.9	21.0	5.7
15	PF+P	2×10 ¹¹	=	=	=	=	=	=	=
16	B	NO OBSERV.	=	=	=	=	=	=	=
17	B	NO OBSERV.	=	=	=	=	=	=	=
18	PF+M	2×10 ¹¹	FORMA ISLA	10.0	0.0024	6.6	0.6	12.0	5.0
19	B	NO OBSERV.	=	=	=	=	=	=	=
20	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	2×10 ¹⁵	FORMA ISLA	3.0	0.0079	14.9	1.3	12.0	16.7
21	PF+P	2×10 ¹³	=	=	=	=	=	=	=
22	PF + B + GRUESO@	5×10 ⁹	=	=	=	=	=	=	=
23	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	3×10 ¹⁵	FORMA ISLA	3.0	0.0093	17.1	1.5	11.0	18.2
24	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	2×10 ¹⁶	FORMA ISLA	3.0	0.0083	15.7	1.3	12.0	16.7
25	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	1×10 ¹⁶	FORMA ISLA	2.0	0.0053	11.0	0.9	15.0	20.0
26	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁶	FORMA ISLA	3.0	0.0077	14.8	1.3	6.0	12.5
27	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁶	FORMA ISLA	5.0	0.0052	10.9	0.9	7.0	17.1
28	PF + tM REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	6×10 ¹⁶	FORMA ISLA	5.0	0.0060	12.1	1.0	10.0	12.0
29	PF + tM REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	4×10 ¹⁶	FORMA ISLA	4.0	0.0067	13.2	1.1	9.0	16.7
30	PF + tM REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁶	FORMA ISLA	6.0	0.0048	10.2	0.9	7.0	14.3
31	PF + tM REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	3×10 ¹⁶	FORMA ISLA	5.0	0.0051	10.7	0.9	9.0	13.3
32	PF + tM REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	7×10 ¹⁶	FORMA ISLA	10.0	0.0030	7.6	0.6	6.0	10.0
33	PF + tM REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	3×10 ¹⁶	FORMA ISLA	5.0	0.0051	10.7	0.9	7.0	17.1
34	PF + tM REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	4×10 ¹⁶	FORMA ISLA	4.0	0.0075	14.3	1.2	9.0	16.7
35	PF + tM REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	4×10 ¹⁶	FORMA ISLA	3.0	0.0081	15.2	1.3	12.0	16.7
36	PF + tM REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	3×10 ¹⁶	FORMA ISLA	5.0	0.0062	12.4	1.1	10.0	12.0
37	PF + tM REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁶	FORMA ISLA	6.0	0.0047	10.2	0.9	6.0	16.7
38	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁶	FORMA ISLA	5.0	0.0026	6.9	0.6	8.0	15.0
39	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	3×10 ¹⁶	FORMA ISLA	5.0	0.0090	16.7	1.4	7.0	17.1
40	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	3×10 ¹⁶	EST. ALINEADO	31.0	0.0030	7.6	0.6	21.0	0.9
41	PF	2×10 ⁹	=	=	=	=	=	=	=
42	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁶	FORMA ISLA	4.0	0.0080	15.1	1.3	9.0	16.7
43	AGRIETAMIENTO DE PLANCHONES								
44	B	NO OBSERV.	=	=	=	=	=	=	=
45	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁵	FORMA ISLA	4.0	0.0083	15.6	1.3	9.0	16.7
46	PF + M REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁵	FORMA ISLA	5.0	0.0067	13.2	1.1	10.0	12.0
47	PF+M	5×10 ¹¹	FORMA ISLA	7.0	0.0067	13.1	1.1	11.0	7.8
48	PF REFORZ. POR PRECIPITACIÓN	5×10 ¹⁵	=	=	=	=	=	=	=
49	PF+M	5×10 ⁹	FORMA ISLA	5.0	0.0116	20.6	1.8	15.0	8.0
50	PF+M	NO OBSERV.	FORMA ISLA	11.0	0.0057	11.6	1.0	6.0	9.1
51	F + M TRABAJADOS	2×10 ⁸	EST. ALINEADO	4.0	0.0079	15.0	1.3	21.0	7.1

Tabla 5

ACERO NÚMERO	PROPIEDAD MECÁNICA					PROPIEDAD DE SUPERFICIE		RESISTENCIA A LA CORROSIÓN		
	PRUEBA TENSIÓN			EXPANSIÓN ORIFICIOS	FATIGA ENTALLA	DEFECTO SUPERFICIE	RUGOSIDAD	PROPIEDAD TRATAMIENTO CONVERSIÓN		CORROSIÓN POSCOBERTURA
	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	σWK / σW0	○: NINGUNO △: LIGERO ×: PRESENCIA	Rz (μm)	PRESENCIA/AUSENCIA DE CARENCIA DE OCULT. ○: NINGUNO △: LIGERO ×: PRESENCIA	PROPORCIÓN P	ANCHO MÁX. DESPRENDIDA (mm)
1	593	790	24.2	118	0.41	○	18.3	○	0.95	2.2
2	402	538	34.7	125	0.34	○	19.7	○	0.90	0.5
3	591	782	23.6	38	0.34	○	14.7	○	0.93	3.1
4	606	798	23.5	79	0.36	○	13.0	○	0.85	2.6
5	612	806	22.8	44	0.35	○	10.9	○	0.90	0.3
6	377	532	34.8	58	0.34	○	14.3	○	0.85	0.4
7	376	522	36.0	126	0.33	○	13.4	○	0.89	1.9
8	633	816	23.0	46	0.34	○	16.6	○	0.88	0.1
9	599	781	24.3	136	0.36	○	19.5	○	0.89	1.1
10	610	793	24.0	74	0.35	○	17.9	○	0.86	0.9
11	603	787	24.1	81	0.37	○	16.4	○	0.89	2.7
12	588	784	23.2	54	0.35	○	11.3	○	0.87	0.9
13	623	822	19.1	41	0.33	○	12.5	○	0.89	2.5
14	393	508	35.0	50	0.34	○	16.3	○	0.89	2.0
15	568	741	24.3	42	0.22	○	12.3	○	0.92	1.1
16	461	533	31.0	116	0.23	○	14.7	○	0.89	0.9
17	470	539	30.0	108	0.23	○	11.9	○	0.91	0.8
18	390	521	35.1	61	0.35	○	15.7	○	0.88	1.0
19	461	526	30.8	111	0.24	○	17.1	○	0.91	3.0
20	584	780	24.5	127	0.37	○	13.4	○	0.93	0.7
21	588	722	25.3	51	0.22	○	16.3	○	0.93	0.7
22	620	784	20.0	39	0.33	○	10.6	○	0.95	1.6
23	459	612	31.0	152	0.40	○	16.6	○	0.92	0.3
24	408	544	34.9	171	0.36	△CASC. DE SI	27.4	×	0.71	4.1
25	413	551	34.5	169	0.38	○	15.5	○	0.93	2.9
26	659	878	21.6	106	0.39	○	20.3	○	0.87	2.7
27	618	824	23.1	113	0.36	△CASC. DE SI	25.3	×	0.68	4.3
28	605	806	23.6	115	0.36	△CASC. DE SI	12.1	○	0.87	3.8
29	406	541	35.1	172	0.39	○	14.3	○	0.91	1.8
30	702	936	20.3	99	0.38	○	19.5	○	0.91	2.5
31	744	992	19.2	94	0.37	△ CASCAR.	20.0	○	0.92	3.2
32	848	1131	16.8	82	0.37	△ CASCAR.	19.2	○	0.95	0.3
33	631	841	22.6	111	0.37	△ CASCAR.	16.9	○	0.94	0.7
34	591	788	24.1	118	0.40	○	16.3	○	0.93	3.0
35	486	648	29.3	144	0.38	○	12.0	○	0.92	0.8
36	611	815	23.3	114	0.39	○	11.3	○	0.90	0.3
37	615	820	23.2	113	0.39	○	11.7	○	0.86	3.4
38	602	802	23.7	116	0.38	○	17.9	△	0.80	4.2
39	506	675	28.1	138	0.37	△CASCAR.	13.3	○	0.88	0.8
40	698	948	13.1	34	0.36	△CASCAR.	11.6	○	0.93	0.2
41	366	455	37.0	128	0.35	○	14.4	○	0.92	3.0
42	636	871	21.0	96	0.37	△CASC. DE SI	31.1	×	0.61	7.9
43	AGRIETAMIENTO DE PLANCHONES									
44	373	496	36.5	144	0.36	○	18.7	○	0.92	0.8
45	655	860	14.0	71	0.24	○	17.5	○	0.91	1.7
46	610	800	22.0	29	0.33	△CASCAR.	13.7	○	0.94	0.1
47	518	690	24.0	51	0.34	△CASCAR.	13.7	○	0.90	1.3
48	616	821	18.0	86	0.22	△CASCAR.	13.7	○	0.93	0.9
49	342	520	34.0	66	0.38	○	11.5	○	0.87	0.1
50	605	738	19.0	68	0.25	○	13.7	○	0.94	1.4
51	695	766	11.0	33	0.34	△CASCAR.	12.9	○	0.87	1.1

Aplicación industrial

5 Es posible utilizar la lámina de acero de fase dual de la presente invención para diversos usos, tales como la construcción de barcos, construcción, puentes, estructuras marítimas, recipientes de presión, tuberías de conducción y partes de máquinas, además de miembros de automóviles que requieren viabilidad, capacidad de expansión de orificios y capacidad de plegabilidad, así como una resistencia elevada, tales como miembros de láminas internas, miembros estructurales y miembros bajos.

REIVINDICACIONES

1. Una lámina de acero de fase dual que tiene una resistencia a la tensión de 540 MPa o mayor, que consiste en:
% en masa,
- 5 C: 0,01 a 0,1%;
- Mn: 0,2 a 3%;
- Al: 0,04 a 1,5%;
- Ti: 0,015 a 0,2%;
- Si: 0 a 0,5%;
- Nb: 0 a 0,06%;
- 10 Cu: 0 a 1,2%;
- Ni: 0 a 0,6%;
- Mo: 0 a 1%;
- V: 0 a 0,2%;
- Cr: 0 a 2%;
- 15 W: 0 a 0,5%;
- Mg: 0 a 0,01%;
- Ca: 0 a 0,01%;
- REM: 0 a 0,1%;
- B: 0 a 0,002%;
- 20 P: 0,01% o menos;
- S: 0,005% o menos;
- N: 0,01% o menos,
- en los cuales
- $[Ti] - 48/14 \times [N] - 48/32 \times [S] \geq 0\%$ se cumple y
- 25 cuando se establece $Ex.C (\%) = [C] - 12/48 \times \{[Ti] + 48/93 \times [Nb] - 48/14 \times [N] - 48/32 \times [S]\}$, $0,001 \leq Ex.C (\%)/fsd (\%) \leq 0,01$ se cumple, donde la fracción de área de la segunda fase se establece a fsd (%), y
- un equilibrio que se compone de Fe e impurezas, donde
- en la posición de 1/4 de espesor de un espesor de lámina, una microestructura es una fase dual con su fase principal compuesta de ferrita poligonal reforzada por precipitación mediante carburo de Ti y su segunda fase se encuentra compuesta de 1 a 10% en fracción de área (fsd (%)) de productos de transformación a baja temperatura dispersos en forma plural, y
- 30 un diámetro de cristal promedio del producto de transformación a baja temperatura es de 3 a 15 μm y un valor promedio de una distancia de acercamiento máximo entre los productos de transformación a baja temperatura es de 10 a 20 μm .
- 35 2. La lámina de acero de fase dual según la reivindicación 1, que comprende:
- % en masa,
- Si: 0,02% a 0,5%.
3. La lámina de acero de fase dual según la reivindicación 1 o 2, que comprende:
- uno o dos o más de

% en masa,

Nb: 0,005 a 0,06%;

Cu: 0,02 a 1,2%;

Ni: 0,01 a 0,6%;

5 Mo: 0,01 a 1%;

V: 0,01 a 0,2%;

Cr: 0,01 a 2%; y

W: 0,01 a 0,5%.

4. La lámina de acero de fase dual según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, que comprende:

10 uno o dos o más de

% en masa,

Mg: 0,0005 a 0,01%;

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

REM: 0,0005 a 0,1%.

15 5. La lámina de acero de fase dual según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, que comprende:

% en masa,

B: 0,0002 a 0,002%.

6. La lámina de acero de fase dual según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, donde se lleva a cabo un galvanizado en su superficie.

20 7. Un método de fabricación de una lámina de acero de fase dual según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6 que comprende:

sobre un planchón que consiste en:

% en masa,

C: 0,01 a 0,1%;

25 Mn: 0,2 a 3%;

Al: 0,04 a 1,5%;

Ti: 0,015 a 0,2%;

Si: 0 a 0,5%;

Nb: 0 a 0,06%;

30 Cu: 0 a 1,2%;

Ni: 0 a 0,6%;

Mo: 0 a 1%;

V: 0 a 0,2%;

Cr: 0 a 2%;

35 W: 0 a 0,5%;

Mg: 0 a 0,01%;

Ca: 0 a 0,01%;

REM: 0 a 0,1%;

B: 0 a 0,002%;

P: 0,01% o menos;

S: 0,005% o menos;

5 N: 0,01% o menos,

en los cuales $[Ti] - 48/14 \times [N] - 48/32 \times [S] \geq 0\%$ se cumple y cuando se establece $Ex.C (\%) = [C] - 12/48 \times \{[Ti] + 48/93 \times [Nb] - 48/14 \times [N] - 48/32 \times [S]\}$, $0,001 \leq Ex.C (\%)/fsd (\%) \leq 0,01$ se cumple, y

10 un balance que se compone de Fe e impurezas, al llevar a cabo un calentamiento a una temperatura SRT_{min} ($^{\circ}C$) o mayor, que se define mediante la Expresión (1) más adelante y luego, en el laminado en caliente, al llevar a cabo el laminado en bruto a una proporción de reducción de 20% o más en una zona de temperatura no menor que $1050^{\circ}C$ ni mayor que $1150^{\circ}C$ durante al menos una pasada, donde la proporción de reducción total del laminado en bruto no es menor que 60% ni mayor que 90% y luego, al iniciar el laminado de acabado dentro de los 150 segundos en una zona de temperatura de $1000^{\circ}C$ o mayor y menor que $1080^{\circ}C$, y al terminar el laminado de acabado con la proporción de reducción total para múltiples pasadas no menor que 75% ni mayor que 95% en una zona de temperatura no menor que una temperatura de punto de transformación $Ar3 + 50^{\circ}C$ ni mayor que $1000^{\circ}C$; y dentro de los 3 segundos, al llevar a cabo el enfriamiento a menos que la temperatura de punto de transformación $Ar3$ a una tasa de enfriamiento promedio de $15^{\circ}C/seg$ o más, y luego al llevar a cabo el enfriamiento a una zona de temperatura mayor que $600^{\circ}C$ a una tasa de enfriamiento promedio de $10^{\circ}C/seg$ o menos durante un período de tiempo de 1 segundo o más y menos que 100 segundos, y luego al llevar a cabo el enfriamiento a una zona de temperatura de $350^{\circ}C$ o menos a una tasa de enfriamiento de $15^{\circ}C/seg$ o más y llevando a cabo el bobinado;

$$SRT_{min} = 10780 / (5,13 - \log([Ti] \times [C])) - 273 \quad \text{Expresión (1).}$$

8. El método de fabricación de la lámina de acero de fase dual según la reivindicación 7, que comprende además:

en el laminado en caliente, llevar a cabo el laminado en bruto a una proporción de reducción de 20% o más en una zona de temperatura no menor que $1050^{\circ}C$ ni mayor que $1150^{\circ}C$ para las múltiples pasadas.

25 9. El método de fabricación de la lámina de acero de fase dual según la reivindicación 7 u 8, que comprende además:

llevar a cabo el enfriamiento a una zona de temperatura de $100^{\circ}C$ o menos y llevar a cabo un bobinado.

10. El método de fabricación de la lámina de acero de fase dual según cualquiera de las reivindicaciones 7 a 9, donde

30 se lleva a cabo el enfriamiento a la zona de temperatura mayor que $600^{\circ}C$ a una tasa de enfriamiento promedio de $10^{\circ}C/seg$ o menos durante un período de tiempo de 1 segundo o más y menos que 100 segundos, de modo que, cuando se expresa la longitud de difusión acumulativa total L_{total} de Ti en ferrita mediante la Expresión (3) más adelante al sumar una longitud de difusión L de Ti en ferrita expresada por la Expresión (2) más adelante durante un período de tiempo breve $\Delta t/seg$ de una temperatura de terminación de enfriamiento al bobinado, se cumpla $0,15 \leq L_{total} \leq 0,5$;

$$L = \sqrt{D(T + 273)t} \quad \text{Expresión (2)}$$

$$L_{total} = \sum \sqrt{D(T + 273)\Delta t} \quad \text{Expresión (3)}$$

40 Aquí, $D(T + 273)$ es un coeficiente de difusión de volumen a $T^{\circ}C$; t es un período de tiempo de difusión; $D(T)$ se expresa mediante la Expresión (4) más adelante utilizando un coeficiente de difusión $D0$ de Ti, una energía de activación Q y una constante de gas R ;

$$D(T) = D0 \times \text{Exp}(-Q/R \cdot (T + 273)) \quad \text{Expresión (4).}$$

11. El método de fabricación de la lámina de acero de fase dual según cualquiera de las reivindicaciones 7 a 10, donde

45 en el desarrollo del enfriamiento a la zona de temperatura mayor que $600^{\circ}C$ a una tasa de enfriamiento promedio de $10^{\circ}C/seg$ o menos durante un período de tiempo de 1 segundo o más y menos que 100 segundos, se sumerge una lámina de acero en un baño de galvanización para galvanizar su superficie.

12. El método de fabricación de la lámina de acero de fase dual según la reivindicación 11, que comprende además:

en una lámina de acero de fase dual galvanizada, llevar a cabo un tratamiento de aleación en un intervalo de temperatura de 450 a $600^{\circ}C$.

FIG.1

