

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 800 302**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01) C22C 38/02	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01) C22C 38/04	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01) C22C 38/06	(2006.01)
C21D 8/04	(2006.01) C22C 38/08	(2006.01)
C21D 6/00	(2006.01)	
B21B 3/00	(2006.01)	
C21D 8/02	(2006.01)	
C22C 38/14	(2006.01)	
C23G 1/08	(2006.01)	
B21B 1/22	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **22.03.2016** **PCT/JP2016/059027**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **29.09.2016** **WO16152870**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **22.03.2016** **E 16768773 (0)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **06.05.2020** **EP 3276030**

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

30 Prioridad:

23.03.2015 JP 2015059645

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
29.12.2020

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

FUJII, TAKASHI;
DATE, HIROMITSU;
TANIYAMA, AKIRA;
NISHIMOTO, TAKUMI y
TADOKORO, KENICHIRO

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 800 302 T3

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

DESCRIPCIÓN

Chapa de acero laminada en caliente y método de fabricación de la misma, y método de fabricación de chapa de acero laminada en frío

5

CAMPO TÉCNICO

La presente invención se refiere a una chapa de acero que tiene altos contenidos de Si y Mn y se refiere a una chapa de acero laminada en caliente capaz de reducir un tiempo de decapado de una chapa de acero después de ser sometida a laminado en caliente y a continuación a bobinado, y a un método de fabricación de la misma, y a un método de fabricación de una chapa de acero laminada en frío obtenida realizando un laminado en frío sobre la chapa de acero laminada en caliente.

10

TÉCNICA ANTERIOR

Una chapa de acero de alta resistencia usada como un miembro de carrocería para automóviles contiene generalmente una gran cantidad de Si y Mn, con el fin de conseguir tanto alta resistencia como alta ductilidad. Se sabe que, cuando se realiza un laminado en caliente sobre dicho material de acero que contiene una gran cantidad de Si y Mn y, a continuación, el material se bobina en una forma de bobina a aproximadamente 550°C o más, se genera un óxido basado en Si en un límite de grano de cristal que contiene hierro metálico como una fase precursora principal y en un grano de cristal, en el hierro base justo debajo de una incrustación de óxido de una parte de la capa superficial de la chapa de acero. La generación del óxido se denomina oxidación interna, y se produce normalmente en un espesor de varios μm a varias decenas de μm . Una capa que contiene el óxido generado por la oxidación interna (a la que se hace referencia en adelante en la presente memoria como "capa de óxido interna") tiene una fase precursora cuyo componente principal es hierro metálico, de manera que su facilidad de decapado es pobre. Por esta razón, no es posible eliminar completamente la capa de óxido interna en un tiempo de decapado igual al de una chapa de acero laminada en caliente general que tiene solo una incrustación de óxido, y se requiere un tiempo de decapado que es varias veces el tiempo de decapado anterior, resultando en que la productividad de la chapa de acero laminada en caliente se reduce considerablemente. Además, si el laminado en frío se realiza sin eliminar completamente la capa de óxido interna, se produce una grieta debido a un desprendimiento de la capa de óxido interna restante, lo que ocasiona el deterioro de la propiedad de conversión o la aparición de captación sobre una superficie del rodillo de solera durante el recocido.

15

20

25

30

35

40

45

La oxidación interna se produce cuando las actividades de elementos oxidables son altas y los elementos existen bajo un potencial de oxígeno específico, tal como un caso en el que ciertas cantidades de Si y Mn, que son los elementos oxidables, están contenidas en un material de acero. Una chapa de acero de alta resistencia, tal como una que causa la oxidación interna, contiene normalmente aproximadamente el 0,5% en masa o más de Si y aproximadamente el 0,5% en masa o más de Mn. Además, una incrustación de óxido de una parte de la capa superficial de la chapa de acero generada en el laminado en caliente se considera que es una fuente de oxígeno para la oxidación interna. Además, generalmente, una temperatura pasa a ser una fuerza impulsora de la oxidación interna, de manera que cuando una temperatura de bobinado es alta, se causa más fácilmente un aumento del espesor de la capa de óxido interna. Por consiguiente, la oxidación interna no ocurre cuando los contenidos de los elementos oxidables en el material de acero son pequeños, cuando la incrustación de óxido que se convierte en la fuente de oxígeno no existe en la capa superficial de la chapa de acero, o cuando la temperatura en el momento del bobinado es baja. Cabe señalar que a veces se forma una capa de óxido de Si que contiene Fe y Mn sobre una interfaz entre la incrustación de óxido y la capa de óxido interna, y la capa de óxido de Si puede ser tratada como una parte de la incrustación de óxido.

50

Sin embargo, es esencial que la chapa de acero de alta resistencia contenga C, Si, y Mn, con el fin de garantizar la resistencia y la ductilidad. Además, debido a que una transformación de fase desde el laminado en caliente al bobinado es lenta debido a un alto contenido de aleación, cuando se realiza el bobinado a una temperatura baja, se genera una gran cantidad de martensita y austenita retenida, resultando en un aumento de la resistencia de una chapa original laminada en caliente, y no es posible evitar la ocurrencia de fracturas en el momento del laminado en frío. Por esta razón, existe una necesidad de realizar el bobinado a una temperatura alta de manera que se hagan progresar una transformación de ferrita y una transformación de perlita para causar un ablandamiento, el cual acompaña al mismo tiempo a la oxidación interna.

55

60

Con el fin de suprimir o evitar la oxidación interna, la referencia de patente 1, por ejemplo, propone una técnica en la que una capa de óxido de límite del grano generada justo debajo de una capa de incrustación de una chapa de acero laminada en caliente y que contiene un óxido 21 basado en Si y Mn de aproximadamente 5 μm o más en un límite 22 de grano de cristal, y una capa 20 de óxido interna en la que el óxido 21 basado en Si y Mn se precipita en una forma granular en una fase 23 precursora metálica, tal como se muestra en la Figura 2, se eliminan de manera adecuada mediante un decapado después del laminado en caliente, lo que permite prevenir de manera efectiva un defecto de la propiedad de tratamiento de conversión de una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia. En esta técnica, un tiempo de decapado requerido se deriva a partir de un espesor de la capa de óxido del límite del grano y un tiempo de

disolución de una incrustación de la capa de óxido y, por ejemplo, en el caso de una chapa de acero laminada en caliente que requiere 45 segundos para disolver la capa de incrustación de óxido, se establece que el decapado debe realizarse durante 90 segundos o más cuando la capa de óxido del límite del grano tiene el espesor de 5 µm, el decapado debe realizarse durante 135 segundos o más cuando la capa tiene el espesor de 10 µm, el decapado debe realizarse durante 180 segundos o más cuando la capa tiene el espesor de 15 µm, y el decapado debe realizarse durante 225 segundos o más cuando la capa tiene el espesor de 20 µm. Sin embargo, debido a que esta técnica requiere un tiempo de decapado que es varias veces o más el tiempo de decapado para una chapa de acero laminada en caliente general que tiene solo una incrustación de óxido, no es posible evitar una reducción significativa en la productividad.

La referencia de patente 2 propone una técnica no relacionada con una chapa de acero de alta resistencia con alto contenido de Si y alto contenido de Mn, sino un acero con alto contenido de níquel y un acero con alto contenido de níquel-cromo, conteniendo cada uno el 5% en masa o más de níquel, en el que un antioxidante se reviste sobre una superficie de un tocho de acero de cada uno de los aceros, una parte o la totalidad de la superficie está cubierta por una chapa de acero para prevenir la oxidación del límite del grano durante el calentamiento, para prevenir de esta manera que se produzca una grieta durante el laminado en caliente. Sin embargo, en esta técnica, no es posible esperar un efecto de supresión de la oxidación interna incluyendo la oxidación del límite del grano, en un intervalo de temperaturas desde 500 hasta 800°C tal como una temperatura de una chapa de acero después de ser sometida a un laminado en caliente y a continuación a un bobinado. Además, el revestimiento del antioxidante sobre toda la superficie de la chapa de acero no es realista en términos de adición de etapas y de un coste del antioxidante.

La referencia de patente 3 describe una técnica en la que una chapa de acero que contiene Si, laminada en caliente, es sometida a un tratamiento térmico a 700°C o más durante entre 5 minutos y 60 minutos en una atmósfera de nitrógeno en la que el O₂ se controla a menos del 1% por volumen. Se describe que, cuando se realiza dicho tratamiento térmico, el suministro de oxígeno a una superficie de la chapa de acero se suprime para suprimir el crecimiento de una incrustación de óxido, y además, al causar una difusión suficiente de oxígeno desde la incrustación de óxido al hierro de base, se forma una capa agotada de Si y Mn en una parte oxidada del límite del grano formada en el hierro base justo debajo de la incrustación de óxido de una parte de la capa superficial de la chapa de acero.

Sin embargo, existe una necesidad de retener un material de acero después de ser sometido a un laminado en caliente y antes de ser bobinado, bajo una alta temperatura de 700°C o más, y controlar una atmósfera, lo cual no es realista en términos de facilidad y de productividad.

Además, las referencias de patente 4 a 6 describen una forma y similares de un óxido interno. Sin embargo, la tarea de cada una de las invenciones descritas en las referencias 4 a 6 no es la mejora de la facilidad de decapado.

Tal como se ha descrito anteriormente, en las técnicas convencionales, se consideran los componentes y el método de fabricación con el objetivo de mejorar la resistencia y la facilidad de trabajo, y prácticamente no se tiene en consideración la facilidad de decapado. Mientras, se conoce que es difícil realizar el decapado de una capa de óxido interna y, además, existe necesidad de eliminar la capa de óxido interna. Sin embargo, una contramedida que se ha adoptado es la de tratar de suprimir la oxidación interna mediante un aumento del tiempo de decapado, o añadiendo una etapa de fabricación de manera que el material de acero se recubra con el antioxidante y se recubra con el fin de obtener un efecto de prevención de la oxidación interna o se controle el gas de la atmósfera, sin cambiar el componente del material de acero y el método de fabricación. Sin embargo, incluso si se suprime la oxidación interna para reducir un espesor de la capa de óxido capa de óxido interna, el hecho de que la capa de óxido interna tiene hierro metálico como una fase precursora prácticamente no se disuelve, básicamente no cambia, de manera que no es posible decir que las técnicas son lo suficientemente buenas como para mejorar de manera importante la facilidad de decapado.

LISTA DE REFERENCIAS

REFERENCIAS DE PATENTE

- Referencia de patente 1: Publicación de patente japonesa abierta al público N° 2013-237924.
- Referencia de patente 2: Publicación de la solicitud de patente japonesa examinada N° 63-11083
- Referencia de patente 3: Patente japonesa N° 5271981
- Referencia de patente 4: Patente japonesa N° 5315795
- Referencia de patente 5: Patente japonesa N° 3934604
- Referencia de patente 6: Patente japonesa N° 5267638
- Referencia de patente 7: Publicación de la patente japonesa abierta al público N° 2013-237101
- Referencia de patente 8: Publicación de patente japonesa abierta al público N° 02-50908
- Referencia de patente 9: Publicación de patente japonesa abierta al público N° 2014-227562.
- Referencia de patente 10: US 2013/248055 A1

SUMARIO DE LA INVENCION

PROBLEMA TÉCNICO

5 En vista de los problemas descritos anteriormente, la presente invención tiene el objetivo de proporcionar una chapa de acero laminada en caliente que tenga una estructura de capa de óxido interna con una excelente disolubilidad en ácido y un método de fabricación de la misma, y un método de fabricación de una chapa de acero laminada en frío.

SOLUCIÓN AL PROBLEMA

10 Los presentes inventores realizaron estudios detallados acerca de las condiciones de fabricación relacionadas con un método para mejorar significativamente la facilidad de decapado mientras se satisfacen las restricciones de un método de fabricación, sin aumentar el coste y sin reducir considerablemente la productividad. Como resultado de los mismos, descubrieron que, cuando los componentes del material de acero y el control de la cantidad de calor después de realizar el bobinado satisfacen condiciones específicas, es posible formar una estructura de capa de óxido interna que se decapa fácilmente, mientras se satisfacen las propiedades requeridas para una chapa de acero de alta resistencia.

15 Específicamente, los presentes inventores descubrieron que, realizando un control de una relación Si/Mn como componentes de la chapa de acero y un control de la temperatura después de realizar el laminado en caliente y el bobinado, es posible crear una estructura de capa de óxido interna con alta disolubilidad en ácido. Tal como se ha descrito anteriormente, los presentes inventores descubrieron que es posible aumentar la facilidad de decapado de la capa de óxido interna y reducir significativamente el tiempo de decapado, en base a un enfoque que es totalmente diferente del de la técnica convencional con el objetivo de mejorar la facilidad de decapado suprimiendo la oxidación interna. Mediante los medios descritos anteriormente, los presentes inventores resolvieron los problemas, que no habían sido resueltos por una persona con conocimientos en la técnica, y llegaron a la presente invención.

25 Algunos aspectos de la presente invención son como sigue.

(1) Una chapa de acero laminada en caliente está caracterizada porque contiene:

30 C: del 0,05% en masa al 0,45% en masa;
Si: del 0,5% en masa a 3,0% en masa;
Mn: del 0,50% en masa al 3,60% en masa;
P: el 0,030% en masa o menos;
S: el 0,010% en masa o menos;
Al: del 0,005% en masa al 1,5% en masa;
35 N: el 0,010% en masa o menos;
O: el 0,010% en masa o menos;
Ti: del 0% en masa a del 0,150% en masa;
Nb: del 0% en masa al 0,150% en masa;
V: del 0% en masa al 0,150% en masa;
40 B: del 0% en masa al 0,010% en masa;
Mo: del 0% en masa al 1,00% en masa;
W: del 0% en masa al 1,00% en masa;
Cr: del 0% en masa al 2,00% en masa;
Ni: del 0% en masa al 2,00% en masa;
45 Cu: del 0% en masa al 2,00% en masa;
un total de uno o dos tipos o más seleccionados de entre un grupo que consiste en Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM: del 0% en masa al 0,500% en masa; y
resto: hierro e impurezas, en el que:

50 una relación Si/Mn de componentes de material de acero de un material base de la chapa de acero no es menor que 0,27 ni mayor que 0,90 en relación de masa;
una capa de óxido interna que tiene un espesor de no menos de 1 μm ni más de 30 μm se proporciona justo debajo de una incrustación de óxido de una parte de capa superficial de chapa de acero; y

55 un óxido interno en un grano de cristal de la capa de óxido interna es un óxido que contiene Si y que tiene un espesor de no menos de 10 nm ni más de 200 nm en un grano de cristal en un intervalo de entre más del 0% y el 30% o menos de un espesor de la capa de óxido interna desde una interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro de base hacia una dirección de la incrustación de óxido de la capa superficial, existen una o más ramas del óxido interno en una sección transversal cuadrada de 1 $\mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$, y en cualquier límite de grano de cristal que tenga una longitud de 1 μm , uno o más de los óxidos internos están conectados a un óxido interno del límite del grano de cristal para formar una estructura de tipo reticular, y en la que en la capa de

60

óxido interna, existen un óxido $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) y un SiO_2 amorfo.

(2) La chapa de acero laminada en caliente descrita en (1) está caracterizada porque la relación Si/Mn de los componentes del material de acero del material base es de 0,70 o menos en relación en masa.

(3) La chapa de acero laminada en caliente descrita en (1) o (2) está caracterizada porque, en la capa de óxido interna, existen un óxido $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) cuyo valor x disminuye hacia un centro de la chapa de acero y un SiO_2 amorfo.

(4) La chapa de acero laminada en caliente descrita en uno cualquiera de los puntos (1) a (3) está caracterizada porque, en la capa de óxido interna, el óxido que contiene Si y que tiene la estructura de tipo reticular existe en un intervalo entre más del 0% y el 50% o menos del espesor de la capa de óxido interna desde la interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro base hacia la dirección de la incrustación de óxido de la capa superficial.

(5) Un método de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente está caracterizado porque incluye las etapas de:

calentar y realizar un laminado en caliente sobre una placa que contiene: C: del 0,05% en masa al 0,45% en masa; Si: del 0,5% en masa al 3,0% en masa; Mn: del 0,50% en masa al 3,60% en masa; P: el 0,030% en masa o menos; S: el 0,010% en masa o menos; Al: del 0,005% en masa al 1,5% en masa; N: el 0,010% en masa o menos; O: el 0,010% en masa o menos; Ti: del 0% en masa al 0,150% en masa; Nb: del 0% en masa al 0,150% en masa; V: del 0% en masa al 0,150% en masa; B: del 0% en masa al 0,010% en masa; Mo: del 0% en masa al 1,00% en masa; W: del 0% en masa al 1,00% en masa; Cr: del 0% en masa al 2,00% en masa; Ni: del 0% en masa al 2,00% en masa; Cu: del 0% en masa al 2,00% en masa; un total de uno o dos tipos o más seleccionados de entre un grupo que consiste en Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM: del 0% en masa al 0,500% en masa; y el resto: hierro e impurezas, y que tiene una relación Si/Mn de no menos de 0,27 ni más de 0,90 en relación en masa;

bobinar la chapa de acero laminada en caliente a no menos de 550°C ni más de 800°C; y retener el material bobinado en un proceso de enfriamiento en un intervalo de no menos de 400°C ni más de 500°C durante no menos de 10 horas ni más de 20 horas para obtener una chapa de acero laminada en caliente.

(6) Un método de fabricación de una chapa de acero laminada en frío, que comprende las etapas de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente según el método de la reivindicación 5, realizar un decapado en la chapa de acero laminada en caliente; y realizar un devanado en frío de la chapa de acero lamina en caliente y decapada para obtener una chapa de acero lamina en frío.

EFFECTOS VENTAJOSOS DE LA INVENCION

Según la presente invención, se mejora la facilidad de decapado de una chapa de acero laminada en caliente, puede reducirse un tiempo de decapado y puede mejorarse en gran medida la productividad.

BREVE DESCRIPCION DE LOS DIBUJOS

La Figura 1 es una vista seccional alargada de una capa de óxido interna y en las proximidades de la misma formada en una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención;

La Figura 2 es un diagrama esquemático de una capa de óxido interna descrita en la referencia de patente 1;

La Figura 3A es un diagrama esquemático que ilustra un estado de conexión entre un óxido interno en un grano de cristal y un óxido de un límite de grano de cristal, que forma una estructura de tipo reticular en la presente invención;

La Figura 3B es un diagrama para explicar cómo realizar el conteo de un número de ramificaciones en la estructura de tipo reticular en la presente invención; y

La Figura 4 es un diagrama esquemático que ilustra una forma de óxido en una capa de óxido interna descrita en la referencia de patente 4 y que indica que el óxido existe solo en las proximidades de un límite de grano.

DESCRIPCION DE LAS REALIZACIONES

Los presentes inventores realizaron estudios detallados acerca de las condiciones de fabricación relacionadas con la aparición de oxidación interna en un material bobinado. Como resultado de los mismos, descubrieron que realizando un control de una relación Si/Mn, que es una relación de masa entre los contenidos de Si y de Mn que son los componentes del material de acero, y un control de la cantidad de calor después de realizar el bobinado, es posible hacer que un óxido interno que contiene Si en una capa de óxido interna a ser generada se conecte a un límite de grano de cristal en la capa de óxido interna para formar una estructura de tipo reticular en un grano de cristal. Con la formación de esa estructura, se consiguió una reducción importante del tiempo de decapado.

La Figura 1 es una vista seccional alargada de una capa 10 de óxido interna y en las proximidades de la misma formada en una chapa de acero laminada en caliente de la presente invención.

Un óxido 1 interno que forma una estructura de tipo reticular de la capa 10 de óxido interna es un óxido que contiene Si

y que tiene un espesor de no menos de 10 nm ni más de 200 nm, y está conectado desde un límite 2 de grano de cristal al interior de un grano de cristal, tal como se ilustra en la Figura 1, Además, de manera respectiva e independiente, los óxidos 1 internos tienen una forma granular, una forma lineal o una estructura ramificada también en el grano de cristal para formar de tipo reticular, continua. Por consiguiente, una solución ácida permeada a través del límite de grano de cristal entre una incrustación 11 de óxido de la capa superficial y la capa 10 de óxido interna alcanza una parte inferior de la capa 10 de óxido interna en la que se forma la estructura de tipo reticular, y a continuación la solución alcanza el interior del grano de cristal desde el límite 2 del grano de cristal. Además, la solución ácida permea a través del interior del grano de cristal desde una interfaz entre el óxido 1 interno que tiene la estructura de tipo reticular y una fase 3 precursora metálica, como una trayectoria a través de la cual se disuelven la fase 3 precursora metálica y el óxido 1 interno. En adelante en la presente memoria, la trayectoria a través de la cual se disuelven la fase 3 precursora metálica y el óxido 1 interno se denomina trayectoria de disolución.

Tal como se ha descrito anteriormente, cuando existe de manera efectiva un punto de inicio de disolución en el grano de cristal, es posible aumentar la disolubilidad en ácido de incluso la capa de óxido interna que es difícil de disolver debido a que originalmente tiene hierro metálico como una estructura fase precursora. Además, incluso si no se genera la estructura de tipo reticular en todo el área de la capa 10 de óxido interna, siempre que la estructura de tipo reticular se genere en capas en las proximidades de una interfaz entre la capa 10 de óxido interna de una posición correspondiente a una posición hacia el interior de la capa de óxido interna y el hierro 12 base (una interfaz 13 entre la capa de óxido interna y el hierro base), la posición hacia el interior de la capa 10 de óxido interna se disuelve primero, de manera que también se hace posible desprender y eliminar el lado de la incrustación 11 de óxido de la capa superficial que es una posición hacia el exterior de la capa 10 de óxido interna, que queda sin disolver, junto con el grano de cristal.

Con el fin de obtener el óxido interno que tiene la estructura de tipo reticular tal como se ha descrito anteriormente, la relación Si/Mn de los componentes del material de acero se establece de manera que no sea mayor de 0,27 ni menor de 0,90. Por consiguiente, existe una necesidad de generar un óxido representado por una composición química de $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) y un SiO_2 amorfo. Además, puede considerarse que el óxido representado por la composición química $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$), se convierte en un óxido de Si gelificado al ser eluido como iones Fe^{2+} y Mn^{2+} en una solución ácida. Tal como se ha descrito anteriormente, la provisión de un óxido que puede disolverse en ácido es también efectiva para formar una trayectoria de disolución en una interfaz entre el óxido interno que tiene la estructura de tipo reticular (óxido de tipo reticular) y una fase 3 precursora metálica.

Sin embargo, cuando la capa de óxido interna se genera solo en una parte del interior del grano de cristal, solo se aumenta la disolubilidad de una parte de generación del óxido interno, y no es posible aumentar la facilidad de decapado de toda la capa de óxido interna. Disolución en una tiene la estructura de red) y la fase de óxido interno se interior del grano una parte de la generación del óxido interno solo se aumenta, y no es posible aumentar la facilidad de decapado de la capa de óxido interna completa. Por consiguiente, además de controlar la relación Si/Mn, la retención se realiza durante no menos de 10 horas ni más de 20 horas en un intervalo de no menos de 400°C ni más de 500°C, que es un intervalo de temperatura entre 50°C y 100°C menor que una temperatura a la que se produce la oxidación interna. Por consiguiente, la estructura de tipo reticular se forma de manera que los óxidos internos se dispersen, no solo en el límite del grano de cristal sino también sustancialmente en el área completa en el grano de cristal, mientras se previene un aumento del espesor de la película, resultando en la obtención de una estructura de capa de óxido interna con una excelente facilidad de decapado.

La Figura 3A muestra un estado de conexión entre un óxido interno en un grano de cristal y un óxido interno de un límite de grano de cristal, formando la estructura de tipo reticular. La estructura de tipo reticular es una estructura en la cual un óxido 1a interno en el grano de cristal se ramifica en las partes 32 de ramificación en el grano de cristal, y una parte del óxido interno del límite del grano de cristal está conectada a un óxido interno del límite 2 de grano de cristal en una parte 31 de conexión, tal como se muestra en la Figura 3A;

La Figura 3B es un diagrama para explicar cómo realizar el conteo del número de ramificaciones en la estructura de tipo reticular. El número de ramificaciones en la estructura de tipo reticular se establece a un número de ramificaciones (número de ramas derivado desde una rama original) en un cuerpo continuo de óxido que se ve cuando se observa una sección transversal usando un microscopio electrónico de transmisión (TEM), un microscopio electrónico de barrido (SEM), o similar (a aumentos de 5.000 a 80.000).

A continuación, se describirá en detalle la presente invención.

<Relación Si/Mn: no menos de 0,27 ni más de 0,90>

El contenido de Si y el contenido de Mn en los componentes de la chapa de acero del material base están limitados a intervalos específicos con el fin de conseguir propiedades tales como resistencia y ductilidad que se requieren en una

chapa de acero de alta resistencia. Mientras, la relación Si/Mn pasa a ser un factor importante para determinar una composición de óxido a ser generada, en un método durante el cual el material bobinado laminado en caliente se somete a oxidación interna. Generalmente, en una chapa de acero de alta resistencia con alto contenido de Si y Mn, puede considerarse que Fe_2SiO_4 , Mn_2SiO_4 , FeSiO_3 , MnSiO_3 y SiO_2 , como óxidos basados en Si, pueden generarse como óxidos internos. Mientras, los contenidos de Si y Mn y un potencial de oxígeno determinan la composición y una cantidad de óxido a generar. Al, Ti, Cr, y similares son también elementos que se oxidan más fácilmente que el hierro y, de esta manera, pueden convertirse en elementos oxidables internos, pero prácticamente no ejercen influencia sobre la estructura y la composición de la capa de óxido interna en un intervalo de contenidos de la chapa de acero objeto de la presente invención. En un material bobinado laminado en caliente, una incrustación de óxido de una parte de la capa superficial de la chapa de acero normalmente se convierte en una fuente de oxígeno. Además, Fe_2SiO_4 y Mn_2SiO_4 exhiben una solubilidad sólida completa entre sí, y FeSiO_3 y MnSiO_3 exhiben una solubilidad sólida completa entre sí, de manera que pueden considerarse que se generan también óxidos que tienen composiciones representadas por $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ y $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_3$ dentro de un intervalo de $(0 \leq x \leq 1)$.

Los presentes inventores descubrieron que en la composición del óxido interno basado en Si a generar, el control de la relación Si/Mn es importante. Cuando la relación Si/Mn es alta, se generan Fe_2SiO_4 y SiO_2 , pero no se genera Mn_2SiO_4 . Aunque la razón de esto no se ha aclarado, se supone que esto es debido a que se generan preferiblemente SiO_2 , que se genera incluso bajo un bajo potencial de oxígeno, y Fe_2SiO_4 que es un óxido entre Fe, FeO siendo los elementos con un contenido máximo y SiO_2 .

Además, en base a los estudios realizados por los presentes inventores, se descubrió que la relación Si/Mn del material base debe ser 0,90 o menos, como una condición de los componentes del material de acero con los que se genera el óxido que contiene Si y que tiene la estructura de tipo reticular con una alta disolubilidad en ácido. Cuando la relación Si/Mn es mayor de 0,90, es difícil generar el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) que contiene Mn, y no es posible aumentar la disolubilidad en ácido de la capa de óxido interna. La relación Si/Mn es más preferiblemente de 0,70 o menos. Si la relación Si/Mn es de 0,70 o menos, la región de formación de $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ con alta proporción de Mn aumenta en un intervalo ($0 \leq x < 1$), resultando en que la disolubilidad en toda la capa de óxido interna puede aumentarse adicionalmente. Además, un límite inferior de la relación Si/Mn del material base es 0,27. Esto corresponde a una relación Si/Mn capaz de formar tanto el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) que exhibe las propiedades de la chapa de acero de alta resistencia y que tiene una alta proporción de Mn de un óxido de tipo reticular como el SiO_2 amorfo. Cuando el contenido de Mn en el material de acero supera el 3,60% en masa y la relación Si/Mn es menor que 0,27, se producen defectos de soldadura y agrietamientos en las planchas en una línea de fabricación de una chapa de acero de alta resistencia, defectos durante la soldadura de un miembro para automóvil, y similares, resultando en que no se satisfacen las propiedades requeridas para una chapa de acero de alta resistencia.

Cabe señalar que existen invenciones, distintas de la presente invención, que especifican una relación Si/Mn de un material de acero. Por ejemplo, la referencia de patente 5 tiene como el objetivo de suprimir la generación de un óxido compuesto principalmente de Si, en una chapa de acero, para aumentar la adhesividad de una película de revestimiento de una chapa de acero laminada en frío, aunque no se realiza con el propósito de proporcionar una chapa de acero laminada en caliente y una chapa de acero laminada en frío con una excelente facilidad de decapado. Además, la referencia de patente 6 tiene el objetivo de hacer el Si sea sometido a oxidación interna como un óxido compuesto sin ser generado sobre una superficie de una chapa de acero durante una etapa de recocido. Ambas referencias de patente 5 y 6 especifican la relación Si/Mn. Sin embargo, tal como se ha descrito anteriormente, la capa de óxido interna que tiene el óxido con la estructura de tipo reticular de la presente invención no puede conseguirse solo mediante el control de la relación Si/Mn, y puede conseguirse solo después de que la aplicación de una cantidad de calor en un intervalo de temperaturas predeterminado y durante un periodo de tiempo predeterminado después de realizar el bobinado de la chapa de acero laminada en caliente. Por consiguiente, debido a que cada una de las referencias de patente 5 y 6 indicadas anteriormente no realiza el control de la cantidad de calor como en la presente invención, una estructura de óxido de las mismas es diferente de la estructura de óxido de manera que el óxido está conectado al límite de grano de cristal a generar en el grano de cristal y generado en una forma de tipo reticular también en el grano de cristal.

<Óxido de tipo reticular>

La estructura de tipo reticular que contiene el óxido representado por la composición química de $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) y el SiO_2 amorfo generado en la capa de óxido de la presente invención, es importante para formar la trayectoria de disolución que se convierte en el punto de inicio de la disolución en ácido en el grano de cristal de la capa de óxido interna. Aunque la razón por la que el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) y el SiO_2 amorfo forman la estructura de tipo reticular no está clara, puede considerarse que una trayectoria de difusión de los elementos asociados con la oxidación interna ejerce influencia. Específicamente, excepto porque el hierro es un componente principal de la fase precursora metálica, el oxígeno se difunde desde que la incrustación de óxido, y el Si y el Mn se difunden a la capa de óxido interna a través del límite de grano de cristal mientras se forma una capa agotada en las proximidades del límite de grano de cristal y en

la interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro base. Por consiguiente, puede suponerse que la estructura de tipo reticular se forma debido a que el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) y el SiO_2 amorfo crecen fácilmente desde el límite de grano de cristal, el cual se establece como un punto de inicio, al interior del grano de cristal de una manera continua. Si la relación Si/Mn es baja, se genera el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) con una proporción de Mn más alta. Una distribución de potencial de oxígeno en la capa de óxido interna se reduce a medida que una posición en una dirección del espesor de la chapa se vuelve hacia el interior y, de esta manera, el valor x disminuye y la proporción aumenta a medida que la posición se vuelve hacia el interior. Debido a que puede generarse más $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) con alta proporción de Mn, es posible aumentar un área fácilmente soluble en la dirección del espesor de la chapa.

Cabe señalar que no es posible mejorar significativamente la facilidad de decapado de la capa de óxido interna que tiene un espesor de varios μm a varias decenas de μm , a menos que el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) y el SiO_2 amorfo se generen sustancialmente en el área completa en el grano de cristal. Normalmente, cuando la capa de óxido interna se decapa, el límite de grano de cristal se disuelve primero, tal como se describe también en la referencia de patente 1 indicada anteriormente, en la que en el grano de cristal, la fase precursora es hierro metálico, y la solución de decapado contiene un inhibidor de decapado (inhibidor) con el propósito de suprimir la sobredisolución del hierro base, de manera que una velocidad de disolución sea lenta, y puede considerarse que la manera en la que puede aumentarse la disolubilidad en el grano de cristal bajo la presencia del inhibidor de decapado es clave. Además, tal como se ilustra en la Figura 2, una forma de óxido interno formado en el grano de cristal frecuentemente tiene una forma granular, de manera que cada óxido interno es independiente y no se forma una trayectoria de disolución desde el límite del grano de cristal al interior del grano de cristal, resultando en que se requiere un largo tiempo de decapado para disolverse y eliminar la capa de óxido interna.

Además, aunque la referencia de patente 4 hace referencia a la existencia de un óxido y a una forma del mismo en una capa 40 de óxido interna tal como se ilustra en la Figura 4, tiene el objetivo de mejorar la resistencia al desprendimiento de la chapa durante un alto grado de tratamiento, y de esta manera es diferente de la presente invención realizada suponiendo que la separación se realiza mediante decapado. Si, de manera tentativa, esta estructura se decapa, una región de un óxido 41 con forma de dendrita generada en un grano de cristal desde un límite 42 de grano de cristal es pequeña con respecto al grano de cristal que tiene un diámetro de grano de al menos varios μm , de manera que un grado de disolución en ácido en el grano de cristal en el que una proporción de material 43 base metálico que no tiene óxido 41 con forma de dendrita pasa a ser bajo, y la facilidad de decapado no es buena.

El óxido de tipo reticular en la presente invención está compuesto de $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) y el SiO_2 amorfo, y Mn_2SiO_4 tiene una presión de equilibrio de disociación de oxígeno más baja que la del Fe_2SiO_4 y, de esta manera, se forma en el lado interior de la capa de óxido interna. Por esta razón, la interfaz entre el óxido en la región en la que se generan el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) con alta relación de contenido Mn y el SiO_2 amorfo y la fase precursora metálica se disuelve primero mediante la solución de decapado después de disolverse y ser permeada a través del límite del grano de cristal. Por consiguiente, la región que tiene Fe_2SiO_4 como un óxido interno principal y generada en el lado externo de la capa de óxido interna puede desprenderse junto con la fase precursora metálica y el óxido interno, de manera que se inhiba un efecto para reducir el tiempo de decapado. Por esta razón, se establece que el óxido interno exista en un intervalo de más del 0% al 30% de un espesor de la capa de óxido interna desde la interfaz entre la capa de óxido interna y la base de hierro hacia una dirección de la incrustación de la capa superficial hacia el exterior. Cabe señalar que es más preferible que el óxido interno exista en un intervalo de más del 0% al 50% del espesor de la capa de óxido interna desde la interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro base hacia la dirección de la incrustación de la capa superficial hacia el exterior.

Aunque la razón por la que la interfaz entre el óxido y la fase precursora metálica se disuelve fácilmente en la estructura del óxido de tipo reticular no se ha aclarado, puede adivinarse que lo siguiente también influye sobre la disolubilidad en ácido: el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) exhibe la disolubilidad en ácido, y además, en un método de precipitación del óxido interno en una región que es originalmente una fase precursora metálica, se produce una expansión cúbica debido a la generación del óxido interno, lo que causa una disconformidad en la interfaz entre el óxido de tipo reticular y la fase precursora metálica, y se produce una distorsión en la fase precursora metálica.

Un método para verificar la estructura de óxido de tipo reticular de la presente invención no está particularmente limitado y, por ejemplo, procesando una sección transversal en una dirección del espesor de la chapa de un material bobinado laminado en caliente enfocando un haz de iones (FIB) y observándolo mediante un microscopio electrónico de transmisión, es posible verificar un espesor y una parte de ramificación del óxido, y una parte de conexión del óxido con un límite de grano de cristal. A diferencia de lo anterior, también es posible observar una forma del óxido interno usando un microscopio electrónico de barrido puliendo la sección transversal del material bobinado laminado en caliente y realizando un ataque químico usando una solución ácida o similar, para perfilar de esta manera la silueta del óxido utilizando una diferencia en disolubilidad entre el óxido interno y la fase precursora metálica. Además, un método de observación, con el uso de un microscopio electrónico de barrido o un microscopio electrónico de transmisión, de un residuo de óxido recogido realizando una electroextracción en el material bobinado laminado en caliente descrito

anteriormente, también es efectivo.

Además, la estructura de óxido de tipo reticular definida en la presente invención indica una estructura en la que un espesor en una dirección del eje menor del óxido interno que contiene Si no es menor de 10 nm ni mayor de 200 nm, una o más ramas del óxido interno en el grano de cristal existen en cualquier campo de visión de un cuadrado de $1\ \mu\text{m} \times 1\ \mu\text{m}$, y en cualquier límite de grano de cristal que tiene una longitud de $1\ \mu\text{m}$, uno o más de los óxidos internos en el grano de cristal están conectados a un óxido interno del límite de grano de cristal. La razón por la que el espesor en la dirección del eje menor del óxido interno no está limitado a menos de 10 nm ni más de 200 nm es la siguiente. Cuando el espesor es menor de 10 nm, la trayectoria de disolución de la interfaz entre el óxido interno y la fase precursora metálica se hace también estrecha, y a veces es difícil que la solución de decapado entre a la trayectoria. Además, cuando el espesor es mayor de 200 nm, un área superficial del óxido de tipo reticular se vuelve pequeño con respecto a una cantidad total de los óxidos internos, y a veces se genera en el grano de cristal una región en la que no se genera óxido de tipo reticular.

$< (\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4 >$

Cuando la relación Si/Mn de los componentes del material de acero no es menor a 0,27 ni mayor de 0,9, y la retención se realiza durante no más de 10 horas ni más de 20 en un intervalo no menor de 400°C ni mayor de 500°C , que es un intervalo de temperaturas 50 a 100°C menor que la temperatura a la que se produce la oxidación interna, el óxido representado por la composición química de $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) y el SiO_2 amorfo se generan de manera que tengan una estructura de tipo reticular sustancialmente en el área completa en el grano de cristal en la capa de óxido interna.

El $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ es una solución sólida completa de Fe_2SiO_4 y Mn_2SiO_4 , en la que x puede tomar cualquier valor en un intervalo no menor de 0 ni mayor de 1, En base a los estudios realizados por los presentes inventores, la relación Si/Mn del material de acero influye sobre la formación del $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$. Los presentes inventores descubrieron que, cuando la relación Si/Mn es de 0,90 o menos, en particular, una proporción de Fe en el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ tiende a reducirse y una proporción de Mn en el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ tiende a aumentar a medida que una posición en la dirección del espesor de una chapa de la capa de óxido interna es cada vez más interna. La razón de esto puede estimarse porque el Mn_2SiO_4 tiene una presión de equilibrio de disociación inferior a la del Fe_2SiO_4 y, de esta manera, el Mn_2SiO_4 se genera fácilmente en el lado interior de la capa de óxido interna que tiene un potencial de oxígeno más bajo. Además, cuando la relación Si/Mn es mayor de 0,90, el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ prácticamente no contiene Mn. Además, se forma una capa sin Mn en la interfaz entre la capa de óxido interna y la base de hierro. Por consiguiente, puede considerarse que el Mn se difunde desde la interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro base al límite de grano de cristal de la capa de óxido interna a lo largo del límite del grano de cristal, y se difunde además desde el límite de grano de cristal al interior del grano de cristal de la capa de óxido interna, para formar el óxido interno. Por esta razón, puede considerarse que el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) se forma cuando el Mn se reemplaza con el Fe de Fe_2SiO_4 , o cuando el Mn o el MnO reaccionan con el SiO_2 amorfo.

Además, puede considerarse que el óxido interno representado por la composición química del $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$), se convierte en un óxido de Si gelificado siendo al ser eludido como iones de Fe^{2+} y Mn^{2+} en la solución ácida. Tal como se ha descrito anteriormente, para proporcionar el óxido soluble en ácido es efectivo también formar la trayectoria de disolución en la interfaz entre el óxido y la fase precursora metálica, cuando se realiza la disolución en el grano de cristal en la capa de óxido interna.

Aunque un método para verificar la existencia de $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) no está particularmente limitado, por ejemplo, solo una incrustación de óxido en un material bobinado laminado en caliente en el que se genera la capa de óxido interna, primero se disuelve usando una solución ácida que contiene un inhibidor. Posteriormente, solo una fase precursora metálica de la capa de óxido interna se disuelve electro químicamente, y haciendo que el residuo obtenido sea sometido a filtración y extracción, puede recogerse el óxido interno. Además, cuando se disuelve electro químicamente la fase precursora, una cantidad de metal de la fase precursora a disolver puede controlarse mediante una cantidad de electricidad cuando se realiza la electrólisis. Por esta razón, realizando de manera repetida la electroextracción a una cantidad de electricidad predeterminada múltiples veces, también es posible la extracción del óxido en una dirección de la profundidad. Realizando una difracción de rayos X sobre el residuo de óxido obtenido, es posible identificar la estructura del óxido interno. x en el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ puede tomar todos los valores no menores de 0 ni mayores de 1, y, comparando un intervalo de retícula del mismo plano de difracción desde un patrón de difracción de rayos X del óxido interno obtenido realizando la extracción de la capa de óxido interna en la dirección de la profundidad, es posible conocer un cambio de Fe_2SiO_4 a Mn_2SiO_4 . A diferencia de lo anterior, si se combinan la observación de la sección transversal en la dirección del espesor de la chapa de la capa de óxido interna usando un microscopio electrónico de transmisión y un análisis elemental con el uso de un espectroscopio de rayos X de energía dispersa (EDX), también es posible calcular una relación entre Fe y Mn en el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$).

< SiO₂ amorfo >

Los componentes del material de acero con los que se genera el óxido interno basado en Si, se genera el SiO₂ amorfo con presión de disociación de oxígeno más baja. Cuando la relación Si/Mn especificada por la presente invención es de 0,90 o menos, en particular, el SiO₂ amorfo se observa como uno que tiene una estructura de tipo reticular en una región del óxido interno representada por la composición química de (Fe_x, Mn_{1-x})₂SiO₄ (0 ≤ x < 1).

Un método para verificar el SiO₂ no está particularmente limitado. El SiO₂ amorfo puede recogerse como un residuo óxido realizando la disolución electroquímica de la capa de óxido interna descrita anteriormente. Sin embargo, el SiO₂ amorfo no puede verificarse mediante la difracción de rayos X debido a que es amorfo, de manera que puede mencionarse un método de análisis del residuo obtenido mediante el método FT-IR, por ejemplo.

A continuación, se describirá un método de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente y una chapa de acero laminada en frío de la presente invención. Primero, se funde una placa que tiene una composición química que se describe más adelante. A medida que la placa se somete al laminado en caliente, puede usarse una placa colada de manera continua o una fabricada mediante un dispositivo de colado de placas delgadas o similar. Además, también es posible emplear un método tal el colado continuo - bobinado directo (CC-DR) en el que el laminado en caliente se realiza justo después de la fundición.

Con el fin de garantizar una temperatura de laminado de acabado igual o superior a un punto Ar₃ de transformación debido a razones que se describirán más adelante, y además debido a que la reducción en una temperatura de calentamiento de la placa puede causar un aumento excesivo en una carga de laminado, resultando en que se hace difícil realizar el laminado o puede causarse una forma defectuosa de una chapa de acero de material base después del laminado, la temperatura de calentamiento de la placa se establece preferiblemente a 1.050°C o más cuando se realiza el laminado en caliente sobre la placa. Aunque no se requiere particularmente definir un límite superior de la temperatura de calentamiento de la placa, no es económicamente preferible establecer la temperatura de calentamiento de la placa a una temperatura demasiado alta, de manera que la temperatura de calentamiento de la placa se establece preferiblemente a 1.350°C o menos.

El laminado en caliente se termina preferiblemente a la temperatura del laminado de acabado igual o mayor que la temperatura del punto Ar₃ de transformación. Cuando la temperatura de laminado de acabado es menor que el punto Ar₃ de transformación, se realiza un laminado bifásico de ferrita y austenita, resultando en que una estructura de chapa laminada en caliente se convierte fácilmente en una estructura de grano mixto heterogéneo. Además, existe la posibilidad de que incluso si se realiza una etapa de laminado en frío y una etapa de recocido continuo, no se elimine la estructura heterogénea y se disminuya la ductilidad y la flexibilidad.

Mientras, aunque no se requiere definir particularmente un límite superior de la temperatura de laminado de acabado, si la temperatura del laminado de acabado se establece a una temperatura excesivamente alta, es necesario establecer, con el fin de garantizar la temperatura, la temperatura de calentamiento de la placa a una temperatura demasiado alta. Por consiguiente, la temperatura de laminado de acabado se establece preferiblemente a 1.100°C o menos.

Cabe señalar que el punto Ar₃ de transformación (°C) se calcula mediante la siguiente expresión usando los contenidos (% en masa) de los elementos respectivos.

$$Ar_3 = 901 - 325 X C + 33 x Si - 92 X (Mn + Ni/2 + Cr/2 + Cu/2 + Mo/2) + 52 X Al$$

<Temperatura de bobinado: no menor de 550°C ni mayor de 800°C>

En la chapa de acero de alta resistencia objeto de la presente invención, una transformación de fase desde el laminado en caliente al bobinado es lenta debido a un contenido alto de aleación, de manera que cuando el bobinado se realiza a una temperatura baja de menos de 550°C, se genera una gran cantidad de martensita y austenita retenida. En este caso, la resistencia de una chapa laminada en frío original se aumenta, y la chapa de acero puede fracturarse durante el laminado en frío. Por esta razón, es necesario realizar el bobinado a una temperatura de 550°C o más de manera que se hagan avanzar una transformación de ferrita y una transformación de perlita para causar un ablandamiento, garantizando de esta manera la propiedad de laminado en frío. Experimentalmente, a una temperatura de menos de 550°C, no se produce oxidación interna, o incluso si se produce, una velocidad de crecimiento en una dirección del espesor de la placa es lenta. Aunque la correlación entre una temperatura y la difusión con relación a la ocurrencia de oxidación interna no es clara, generalmente, en una placa de acero de alta resistencia que contiene Si y Mn de ciertas cantidades o más, 550°C es un valor límite más bajo de una temperatura a la que se produce la oxidación interna. Además, debido a que la temperatura de bobinado después de realizar el laminado en caliente es más alta, es más fácil hacer que la transformación de ferrita y la transformación de perlita avancen, de manera que la temperatura de bobinado es más preferiblemente de 600°C o más. Cuando la temperatura de bobinado es de 600°C o más, es fácil

terminar la transformación de ferrita y la transformación de perlita, resultando en que puede proporcionarse una estructura con excelentes propiedades de laminado en frío adicionales.

Sin embargo, a la temperatura de 550°C o más a la que se produce la oxidación interna, hay una tendencia, a medida que la temperatura aumenta, a que el crecimiento de la capa de oxidación interna se produzca más fácilmente y a que un espesor de la película aumenta adicionalmente. Esto es debido a que un factor de temperatura pasa a ser una fuerza impulsora en la generación de la capa de oxidación interna y, por consiguiente, un aumento excesivo en la temperatura de bobinado causa un aumento en el espesor de la película de la capa de óxido interna, y se deteriora la facilidad de decapado. En particular, la tendencia se vuelve importante cuando la temperatura de bobinado es superior a 800°C y el espesor de la capa de óxido interna es superior a 30 µm, lo cual no es favorable desde un punto de vista de la productividad y del rendimiento. Por lo tanto, el límite superior de la temperatura de bobinado es de 800°C. Con el fin de aumentar adicionalmente la facilidad de decapado, la temperatura de bobinado es preferiblemente de 700°C o menos.

<Retención de la chapa de acero bobinado durante no menos de 10 horas ni más de 20 horas a no menos de 400°C ni más de 500°C>

Aunque el efecto con relación a la disolubilidad en ácido del óxido de tipo reticular se ha descrito anteriormente, no es posible mejorar de manera significativa la facilidad de decapado de la capa de óxido interna solo generando óxido representado por la composición química de $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) y el SiO_2 amorfo. Los óxidos internos deben formarse no solo en el límite del grano de cristal y en las proximidades del límite del grano sino también en el interior del grano de cristal desde el límite del grano de cristal de una manera continua mientras se dispersa sustancialmente en el área completa del grano de cristal. Por consiguiente, se descubrió que, realizando el control de la cantidad de calor cuando se produce el crecimiento de la capa de oxidación interna, además de controlar la relación Si/Mn, el óxido que tiene la estructura de tipo reticular en el grano de cristal puede crecer.

Sin embargo, generalmente, cuando la temperatura de bobinado se aumenta con el fin de aplicar una cantidad de calor cuando se produce la capa de oxidación interna, el crecimiento de la oxidación interna se produce en la dirección del espesor de la chapa del material de acero y el espesor de la película aumenta, de manera que es difícil reducir el tiempo de decapado. Por consiguiente, si se realiza la retención en un intervalo de temperaturas de 50°C a 100°C menor que la temperatura a la que se produce la oxidación interna, no durante entre 1 y 5 horas, que es un tiempo de tratamiento convencional, sino durante 10 horas o más, es posible hacer que la oxidación interna progrese desde el límite del grano de cristal al interior del grano de cristal de la capa de óxido interna mientras se previene el aumento del espesor de la película. Aunque este mecanismo no es claro, en la interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro base, se genera una capa reducida de Si y Mn, y el Si y el Mn se difunden a la capa de óxido interna a través del límite de grano de cristal. En este momento, una vez que se genera la capa sin Mn y sin Si, ya es difícil que se genere la capa de óxido interna en el lado hacia el interior. Además de eso, cuando la retención se realiza durante un largo periodo de tiempo a una temperatura que es relativamente cercana a la temperatura de bobinado, la oxidación interior progresa desde el límite de grano de cristal al interior del grano de cristal, mientras se mantiene constante el espesor de la capa de óxido interna. Además, se supone que, en la región donde se generan el óxido basado en Si representado por el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) que contiene Mn y el SiO_2 amorfo, el crecimiento del óxido interno progresa en el grano de cristal.

Aquí, una temperatura de retención después de realizar el bobinado no es menor de 400°C ni mayor de 500°C. Si la temperatura de retención es mayor de 500°C, la temperatura se acerca a 550°C que es una temperatura a la que se produce la oxidación interna, de manera el crecimiento en la dirección del espesor de la chapa puede progresar, y puede producirse un aumento del espesor de la película. Por otra parte, si la temperatura de retención es menor de 400°C, una velocidad a la que el Si y el Mn se difunden desde el límite del grano de cristal al interior del grano de cristal es limitada, resultando en que la generación del óxido interno en el grano de cristal se vuelve extremadamente lenta.

Además, un límite inferior del tiempo de retención en este intervalo de temperaturas es de 10 horas. Si el tiempo de retención es menor de 10 horas, a veces se genera una región donde no se genera el óxido de tipo reticular. El tiempo de retención es más preferiblemente de 15 horas o más. Si el tiempo de retención es de 15 horas o más, incluso en un grano de cristal con un tamaño de diámetro grande de varios µm o más, es posible hacer que el óxido de tipo reticular crezca en el área completa en el grano de cristal. Además, un límite superior del tiempo de retención es de 20 horas. El tiempo de retención mayor de 20 horas no es preferible, debido a que se genera una inclusión, tal como un carburo, en el hierro base, y la productividad disminuye. El tiempo de retención en este caso requiere de no menos de 10 horas ni más de 20 horas, pero, esto no está incluido en una etapa continua de laminado en caliente, decapado, laminado en frío, y similares en un método de fabricación, y de esta manera está fuera de la línea de producción, de manera que la influencia ejercida sobre la productividad y el coste es relativamente pequeña.

<Decapado del material bobinado laminado en caliente >

El material de acero después de ser sometido al laminado en caliente y después al bobinado se decapa para eliminar la incrustación de óxido de la parte de la capa superficial del material de acero y la capa de óxido interna. Dependiendo de las circunstancias, a veces se genera una capa de hierro metálico en la incrustación de óxido y sobre la capa superficial de la incrustación de óxido cuando el oxígeno en la incrustación de óxido se consume mediante oxidación interna, y la capa de hierro metálico debe eliminarse también mediante decapado. El óxido sobre la superficie de la chapa de acero puede eliminarse mediante el decapado, y el decapado es importante desde un punto de vista de mejorar la propiedad de conversión de una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia de un producto final, y desde un punto de vista de mejorar la posibilidad de revestimiento en baño caliente de una chapa de acero laminada en frío para una chapa de acero galvanizada en caliente o una chapa de acero galvanizada en caliente aleada. El decapado puede realizarse solo en un tiempo de tratamiento, o puede realizarse de manera dividida en múltiples veces.

Una composición de líquido usada para el decapado objeto de la presente invención no está particularmente limitada siempre que se use generalmente para eliminar una incrustación de óxido de una capa de acero, y es posible usar, por ejemplo, ácido clorhídrico diluido, ácido sulfúrico diluido, o ácido nitrohidrofluórico. Cuando se tienen en consideración la eficiencia económica y la velocidad de decapado, el uso de ácido clorhídrico es preferible. Una concentración de ácido clorhídrico es preferiblemente no menor del 1% en masa ni mayor del 20% en masa como cloruro de hidrógeno. Cuando la concentración de ácido clorhídrico es mayor, una tasa de disolución de la incrustación de óxido de la capa de óxido interna puede aumentarse, pero, al mismo tiempo, aumenta también una cantidad de disolución del hierro base después de la disolución. Por esta razón, el rendimiento se reduce o se requiere un suministro de ácido clorhídrico con alta concentración, lo que conduce a un aumento de coste, de manera que el intervalo descrito anteriormente es preferible. Además, en la solución ácida, los componentes derivados de la chapa de acero, que incluyen iones de hierro (II) e iones de hierro (III), pueden mezclarse mediante la disolución. Además, una temperatura de la solución ácida es preferiblemente no menor de 70°C ni mayor de 95°C. Cuando la temperatura es más alta, la disolución de la incrustación de óxido interno puede aumentar, pero al mismo tiempo, la cantidad de disolución del hierro base después de la disolución también aumenta, lo que causa una reducción en el rendimiento o un aumento en el coste debido al aumento de la temperatura, de manera que un límite superior de la temperatura de la solución ácida es preferiblemente de 95°C. Además, cuando la temperatura de la solución ácida es baja, la velocidad de disolución de la incrustación y del hierro base es baja, y la productividad se reduce bajando una velocidad de paso de la chapa, de manera que un límite inferior de la temperatura de la solución ácida es preferiblemente de 70°C. La temperatura de la solución ácida es más preferiblemente no menor de 80°C ni mayor de 90°C. Además, es posible añadir un inhibidor de decapado disponible comercialmente (inhibidor) a la solución de decapado, con el fin de prevenir una sobredisolución y un amarillamiento del hierro base. Además, es posible también añadir un acelerador de decapado disponible comercialmente a la solución de decapado, con el fin de acelerar la disolución de la incrustación de óxido y del hierro metálico.

Además, en la capa de óxido interna que tiene el óxido interno con la estructura de tipo reticular continuada desde el límite del grano de cristal, la disolución en el grano de cristal progresa cuando la solución de decapado permeada a través del límite de grano de cristal disuelve la interfaz entre el óxido de tipo reticular y la fase precursora metálica. Además, la capa de óxido interna que tiene el óxido de tipo reticular, la interfaz que será el punto de inicio de la disolución aumenta adicionalmente, y ahí existe un óxido interno con alta disolubilidad. Por esta razón, cuando se compara con la capa de óxido interna convencional en la que no existe óxido de tipo reticular, y hay una necesidad de disolver la fase precursora metálica de la capa de óxido interna, es posible disminuir la concentración del ácido, la temperatura del ácido y la concentración de los iones de hierro.

Además, cuando la chapa de acero laminada en caliente que tiene la capa de óxido interna se decapa bajo las condiciones de decapado generales descritas anteriormente, el espesor de la capa de óxido interna se establece de manera que no sea menor de 1 µm ni mayor de 30 µm, con el fin de reducir en gran medida el tiempo de decapado. Cuando el espesor de la capa de óxido interna es menor de 1 µm, exhibe un pequeño efecto que causa que la solución de decapado permee a través del interior del grano de cristal estableciendo la interfaz entre el óxido generado en el grano de cristal desde el límite de grano de cristal de una manera continua y la fase precursora metálica como la trayectoria de disolución, debido al pequeño espesor de la capa de óxido interna. Por otra parte, cuando el espesor de la capa de óxido interna es mayor de 30 µm, hay un efecto que causa que la solución de decapado permee a través del interior del grano de cristal, pero, requiere una gran cantidad de tiempo hacer que la solución de decapado permee hasta el límite de grano de cristal en una parte inferior de la capa de óxido interna, resultando en que el efecto de reducción del tiempo de decapado es pequeño, en conjunto. Además, esto no es favorable tampoco desde un punto de vista de la producción.

< Laminado en frío >

La chapa de acero laminada en caliente que tiene la estructura de óxido interna que se decapa fácilmente, y que es un objetivo de la presente invención, se usa como una chapa de acero laminada en frío siendo sometida a decapado y

después a un laminado en frío. Sin embargo, generalmente, una resistencia excesiva alta de la chapa metálica laminada en caliente causa fracturas y similares durante el laminado en frío y no puede garantizarse la propiedad de laminado en frío, de manera que hay una necesidad de terminar la transformación de ferrita y la transformación de perlita. Además, cuando el contenido de Mn en el material de acero es demasiado alto, la soldabilidad se deteriora, lo que influye también sobre la propiedad de laminado en frío. Si la relación Si/Mn cuando el contenido de Mn en el material de acero es del 3,6% en masa y el contenido de Si en el material de acero es del 1,0% en masa es de 0,27 o más, es posible garantizar la propiedad de laminado en frío. Además, si el laminado en frío se realiza sin eliminar completamente la capa de óxido interna mediante decapado, se producen grietas debido al desprendimiento de la capa de óxido interna remanente, lo que causa el deterioro de la propiedad de conversión o la aparición de captación sobre una superficie del rodillo de solera durante el recocido. Por consiguiente, con el fin de obtener las propiedades como las de la chapa de acero laminada en frío, la capa de óxido interna del material bobinado laminado en caliente debe ser eliminada completamente mediante el decapado. La presente invención intenta reducir el tiempo de decapado para mejorar la productividad haciendo que la estructura de la capa de óxido interna generada durante el bobinado después del laminado en caliente sea una que pueda decaparse fácilmente, mientras se mantienen las propiedades de la chapa de acero laminada en frío.

A continuación se proporcionará una explicación de la razón por la que la composición de la chapa de acero laminada en caliente y la placa están limitadas tal como se ha descrito anteriormente. La presente invención establece la chapa de acero de alta resistencia que contiene C, Si, y Mn como un objetivo, y la razón de establecer los contenidos de los elementos respectivos distintos de Fe en la chapa de acero y la placa se describirán más adelante. Cabe señalar que también en la placa, la relación Si/Mn se establece de manera que no sea menor de 0,27 ni mayor de 0,9, en base a una razón similar a la anterior.

< C: No menos del 0,05% en masa ni más del 0,45% en masa >

El C es un elemento requerido para obtener una fase de austenita retenida, y se introduce para conseguir tanto una capacidad de conformación excelente como una alta resistencia. Si el contenido de C es mayor del 0,45% en masa, la soldabilidad se vuelve insuficiente, de manera que un límite superior del contenido de C se establece al 0,45% en masa. Por otra parte, si el contenido de C es menor del 0,05% en masa, es difícil obtener una cantidad suficiente de la fase de austenita retenida, resultando en que la resistencia y la capacidad de conformación se reducen. Desde un punto de vista de la resistencia y de la capacidad de conformación, un límite inferior del contenido de C se establece al 0,5% en masa.

<Si: No menos del 0,5% en masa ni más del 3,00% en masa>

El Si es un elemento con el que se hace más fácil obtener la fase de austenita retenida mediante la supresión de la generación de un carburo basado en hierro en la chapa de acero, y se requiere aumentar la resistencia y la capacidad de conformación. Si el contenido de Si es mayor del 3,00% en masa causa fragilidad en la chapa de acero, lo que deteriora la ductilidad, de manera que un límite superior del contenido de Si se establece al 3,00% en masa. Por otra parte, si el contenido de Si es menor del 0,5% en masa, el carburo basado en hierro se genera durante un periodo de tiempo en el que la temperatura se enfría a temperatura ambiente después del recocido, y no es posible obtener de manera suficiente la fase de austenita retenida. Como resultado de esto, la resistencia y la capacidad de conformación se deterioran, la actividad es baja, y es difícil que ocurra la oxidación interna durante el laminado en caliente, de manera que un límite inferior del contenido de Si se establece al 0,5% en masa.

<Mn: No menos del 0,50% en masa ni más del 3,60% en masa>

El Mn se introduce para aumentar la resistencia de la capa de acero y, además, es un elemento importante para estabilizar la austenita y para obtener propiedades tales como una chapa de acero de alta resistencia con una facilidad de trabajo excelente mediante la generación de austenita retenida. Si el contenido de Mn es mayor del 3,60% en masa, la fragilidad ocurre fácilmente, y se producen grietas en la placa de colada. Además, si el contenido de Mn es mayor del 3,60% en masa, existe el problema de que la soldabilidad también se deteriore. Por esta razón, un límite superior del contenido de Mn se establece al 3,60% en masa. Por otra parte, si el contenido de Mn es menor del 0,50% en masa, se genera una cantidad una gran de estructura suave durante el enfriado después del recocido, lo que hace difícil garantizar la resistencia. Además, debido a que la actividad es baja, y es difícil que se produzca la oxidación interna durante el laminado en caliente, un límite inferior del contenido de Mn se establece al 0,50%.

No hay problema con que la chapa de acero laminada en caliente y la placa de la presente invención contengan, además de los componentes descritos anteriormente, los siguientes elementos de aleación con el fin de satisfacer propiedades tales como la chapa de acero de alta resistencia o las impurezas inevitables en la fabricación.

<P: el 0,030% en masa o menos>

El P tiende a segregarse en una parte central en un espesor de la chapa metálica, y tiene la propiedad de causar fragilidad de una parte soldada. Un contenido de P que es mayor del 0,030% en masa causa una fragilidad importante de la parte soldada, de manera que P esté contenido en una cantidad del 0,030% en masa o menos. Sin embargo, si el contenido de P se establece a menos del 0,001%, un coste de fabricación aumenta de manera significativa, de manera que el contenido de P se establece preferiblemente al 0,001% en masa.

< S: el 0,0100% en masa o menos >

El S ejerce un efecto adverso sobre la soldabilidad y la facilidad de fabricación durante el colado y el laminado en caliente, y S se une con el Mn para formar MnS grueso para reducir la ductilidad y la capacidad de expansión, de manera que el contenido de S se establece al 0,0100% en masa o menos. Sin embargo, si el contenido de S se establece a menos del 0,0001% en masa, el coste de fabricación aumenta significativamente, de manera que el contenido de S se establece preferiblemente al 0,0001% en masa o más.

< Al: el 1,500% en masa o menos >

El Al es un elemento que suprime la generación del carburo basado en hierro para facilitar la obtención de austenita retenida, y aumenta la resistencia y la capacidad de conformación de la chapa de acero. Si el contenido de Al es mayor del 1,500% en masa, la soldabilidad se deteriora, de manera que el contenido de Al se establece al 1,500% en masa o menos. Sin embargo, el Al es un elemento efectivo también como un material desoxidante, y si el contenido de Al es menor del 0,005% en masa, no es posible conseguir de manera suficiente el efecto como material desoxidante, de manera que con el fin de conseguir de manera suficiente el efecto de desoxidación, el contenido de Al es preferiblemente del 0,005% en masa o más.

< N: el 0,0100% en masa o menos >

El N forma un nitruro grueso para deteriorar la ductilidad y la capacidad de expansión, de manera que debe suprimirse una cantidad de adición del mismo. Esta tendencia pasa a ser significativa cuando el contenido de N es mayor del 0,0100% en masa, de manera que el contenido de N se establece al 0,0100% en masa o menos. Por otra parte, si el contenido de N se establece a menos del 0,0001% en masa, el coste de fabricación aumenta de manera significativa, de manera que el contenido de N preferiblemente se establece al 0,0001% en masa o más.

< O: el 0,0100% en masa o menos >

El O forma un óxido, y si el contenido de O es mayor del 0,0100% en masa, la ductilidad y la capacidad de expansión se deteriora de manera significativa, de manera que el contenido de O se establece al 0,0100% en masa o menos. Por otra parte, si el contenido de O se establece a menos del 0,0001% en masa, el coste de fabricación aumenta de manera significativa, de manera que el contenido de O preferiblemente se establece al 0,0001% o más.

< Ti: el 0,150% en masa o menos >

El Ti es un elemento que contribuye al aumento de la resistencia de la chapa de acero el reforzamiento del precipitado, el reforzamiento de grano fino mediante la supresión del crecimiento de grano de cristal de ferrita, y el reforzamiento de la dislocación mediante la supresión de la recrystalización. Si el contenido de Ti es mayor del 0,150% en masa, la precipitación de un nitruro de carbono aumenta para deteriorar la capacidad de conformación, de manera que el contenido de Ti se establece al 0,150% en masa o menos. Además, con el fin de obtener de manera significativa el efecto de aumento de la resistencia por Ti, el contenido de Ti es preferiblemente del 0,0005% en masa o más.

< Nb: el 0,150% en masa o menos >

El Nb es un elemento que contribuye al aumento en resistencia de la chapa de acero mediante el reforzamiento del precipitado, el reforzamiento del grano fino mediante la supresión de crecimiento del grano de cristal de ferrita, y el reforzamiento de dislocación mediante la supresión de la recrystalización. Si el contenido de Nb es mayor del 0,150% en masa, la precipitación del nitruro de carbono aumenta para deteriorar la capacidad de conformación, de manera que el contenido de Nb se establece al 0,150% en masa o menos. Además, con el fin de conseguir de manera suficiente el efecto de aumento de la resistencia por medio de Nb, el contenido de Nb es preferiblemente del 0,010% en masa o más.

< V: el 0,150% en masa o menos >

El V es un elemento que contribuye al aumento en resistencia de la chapa de acero mediante el reforzamiento del

precitado, el reforzamiento del grano fino mediante la supresión de crecimiento del grano de cristal de ferrita, y el reforzamiento de dislocación mediante la supresión de la recrystalización. Si el contenido de V es mayor del 0,150% en masa, la precipitación del hidruro de carbono aumenta para deteriorar la capacidad de conformación, de manera que el contenido de V se establece al 0,150% en masa o menos. Además, con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de aumento de la resistencia por medio de V, el contenido de V es preferiblemente del 0,005% en masa o más.

< B: el 0,0100% en masa o menos>

El B es un elemento efectivo para el reforzamiento elevado mediante la supresión de una transformación de fase a una temperatura elevada, y está contenido en lugar de una parte de C o Mn. Si el contenido de B es mayor del 0,0100% en masa, la facilidad de trabajo durante el tratamiento en caliente es deficiente y la productividad se reduce, de manera que el contenido de B se establece al 0,0100% en masa o menos. Además, con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de aumento de la resistencia por medio de B, el contenido de B es preferiblemente del 0,0001% en masa o más.

< Mo: el 1,00% en masa o menos >

El Mo es un elemento efectivo para un reforzamiento elevado mediante la supresión de la transformación de fase a una temperatura elevada, y está contenido en lugar de una parte de C o Mn. Si el contenido de Mo es mayor del 1,00% en masa, la facilidad de trabajo durante el trabajo en caliente es deficiente y la productividad se reduce, de manera que el contenido de Mo se establece al 1,00% en masa o menos. Con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de aumento de la resistencia por medio de Mo, el contenido de Mo es preferiblemente del 0,01% en masa o más.

< W: el 1,00% en masa o menos >

El W es un elemento efectivo para un reforzamiento elevado mediante la supresión de la transformación de fase a una temperatura elevada, y está contenido en lugar de una parte de C o Mn. Si el contenido de W es mayor del 1,00% en masa, la facilidad de trabajo durante el trabajo en caliente es deficiente y la productividad se reduce, de manera que el contenido de W se establece al 1,00% en masa o menos. Además, con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de aumento de la resistencia por medio de W, el contenido de w es preferiblemente del 0,01% en masa o más.

< Cr: el 2,00% en masa o menos>

El Cr es un elemento efectivo para un reforzamiento elevado mediante la supresión de la transformación de fase a una temperatura elevada, y está contenido en lugar de una parte de C o Mn. Si el contenido de Cr es mayor del 2,00% en masa, la facilidad de trabajo durante el trabajo en caliente es deficiente y la productividad se reduce, de manera que el contenido de Cr se establece al 2,00% en masa o menos. Además, con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de aumento de la resistencia por medio de Cr, el contenido de Cr es preferiblemente del 0,01% en masa o más.

< Ni: el 2,00% en masa o menos >

El Ni es un elemento efectivo para un reforzamiento elevado mediante la supresión de la transformación de fase a una temperatura elevada, y está contenido en lugar de una parte de C o Mn. Si el contenido de Ni es mayor del 2,00% en masa, la soldabilidad es deficiente, de manera que el contenido de Ni se establece al 2,00% en masa o menos. Además, con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de aumento de la resistencia por medio de Ni, el contenido de Ni es preferiblemente del 0,01% en masa o más.

< Cu: el 2,00% en masa o menos >

El Cu es un elemento que aumenta la resistencia cuando existe en el acero como una partícula fina, y está contenido en lugar de una parte de C o Mn. Si el contenido de Cu es mayor del 2,00% en masa, la soldabilidad es deficiente, de manera que el contenido de Cu se establece al 2,00% en masa o menos. Además, con el fin de obtener de manera suficiente el efecto de aumento de la resistencia por medio de Cu, el contenido de Cu es preferiblemente del 0,01% en masa o más.

< Total de un tipo o dos tipos o más seleccionados de entre el grupo que comprende Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM: el 0,5000% en masa o menos >

Ca, Ce, Mg, Zr, Hf, y REM son elementos efectivos para mejorar la capacidad de conformación, y están contenidos un tipo o dos tipos o más de estos. En este caso, REM es una abreviatura de tierras raras metálicas, e indica un elemento que pertenece a la serie de los lantánidos. Si el contenido de un tipo o dos tipos o más seleccionados de entre el grupo que comprende Ca, Ce, Mg, Zr, Hf, y REM es mayor del 0,5000% en masa en total, la ductilidad puede ser deficiente,

de manera que el total de los contenidos de los elementos respectivos se establece al 0,5000% en masa o menos. Además, con el fin de conseguir de manera suficiente el efecto de mejora de la capacidad de conformación de la chapa de acero, el total de los contenidos de los elementos respectivos es preferiblemente del 0,0001% en masa o más.

- 5 Además, no hay problema si elementos distintos de los elementos indicados anteriormente están contenidos como impurezas derivadas a partir de un material crudo, por ejemplo, dentro de un intervalo que no afecte negativamente a las propiedades de la chapa de acero de alta resistencia, tales como la resistencia, la capacidad de conformación (la ductilidad, la capacidad de expansión) y la soldabilidad.

10 EJEMPLOS

A continuación, la presente invención se describirá más concretamente usando ejemplos. Sin embargo, la presente invención no está limitada en absoluto a estos ejemplos.

< Componentes de material de acero, laminado en caliente y bobinado >

15

Las placas que tienen componentes químicos de materiales de acero N° A a N° Z representados en la Tabla 1 se colaron, se calentaron a 1.250°C y a continuación se sometieron a laminado en caliente a una temperatura de acabado de 870°C a 900°C hasta que el espesor de cada placa alcanzó los 3,0 mm. A continuación, se realizó el bobinado a las temperaturas representadas en la Tabla 2, y a continuación se realizó el enfriado mientras se realizaba una retención durante un cierto periodo de tiempo a un intervalo de temperaturas comprendido entre 400°C y 500°C.

20

< Espesor de la capa de óxido interna, presencia/ausencia de óxido interno en el grano de cristal y óxido interno del límite del grano de cristal >

- 25 Con relación a cada una de las chapas de acero laminadas en caliente que tienen los componentes químicos representados en la Tabla 1 y obtenidos realizando el bobinado y el tratamiento térmico representados en la Tabla 2, un espesor de la capa de óxido interna se determinó a partir de un valor promedio obtenido observando 10 campos visuales en cualquier sección transversal en una dirección del espesor de chapa de la chapa de acero laminada en caliente en un intervalo donde la capa de óxido interna está incluida en un campo visual, usando un microscopio electrónico de barrido (JSM-6500F, fabricado por JEOL Ltd.) a entre 1.000 y 5.000 aumentos. En este momento, el espesor de la capa de óxido interna se estableció a una distancia desde una interfaz entre una incrustación de óxido generada sobre una capa superficial y la capa de óxido interna a una interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro base. Cabe señalar que una profundidad en la dirección del espesor de la chapa de un óxido en el límite de grano en la interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro base y el óxido interno en el grano de cristal no es uniforme, y varía dependiendo de una parte de la sección transversal del objeto de observación. Por consiguiente, en la observación, se especificó una cara en la que el óxido interno del límite de grano de cristal posicionada más cerca del lado del hierro base con respecto a la dirección del espesor de la chapa y una terminal del óxido interno en el grano de cristal estaban conectadas, y la cara se estableció como la interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro base. Además, con relación a la presente/ausencia del óxido interno en el grano de cristal y el óxido interno del límite de grano de cristal, si existía el óxido interno del grano de cristal y en el límite del grano de cristal en 10 campos visuales en la sección transversal observada a 5.000 aumentos, se determinó como presencia, y si no existía dicho óxido interno, se determinó como ausencia.

30

35

40

45

< Óxido interno que contiene Si, espesor de óxido interno, ramificación del óxido interno, conexión de óxidos internos del límite del grano de cristal y el interior del grano de cristal >

50

55

60

Con relación a cada una de las chapas de acero laminadas en caliente que tienen los componentes químicos representados en la Tabla 1 y obtenidos realizando el bobinado y el tratamiento térmico en las condiciones representadas en la Tabla 2, la presencia/ausencia de Si en el óxido interno en el grano de cristal de la capa de óxido interna, el espesor del óxido interno en el grano de cristal, el número de ramas del óxido interno en el grano de cristal y el número de conexiones de los óxidos internos del límite del grano de cristal y el interior del grano de cristal, se determinaron mediante el siguiente método. En primer lugar, se produjo una muestra en forma de escama obtenida mediante el procesamiento de la sección transversal en la dirección del espesor de la chapa de la capa de óxido interna usando un haz de iones enfocado (Crossbeam 1540 BSE, fabricado por ZEISS). Además, usando un microscopio electrónico de transmisión (Tecnai G2 F30, fabricado por FEI Company), cualquier sección transversal de 1 micrómetro X 1 micrómetro cuadrado en un intervalo de no menos del 0% ni más del 30% de un espesor de la capa de óxido interna desde la interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro de base hacia la dirección de la incrustación de óxido de la capa superficial, se observó a 80.000 aumentos, para de esta manera determinarlas. Además, en la observación, se especificó una cara en la que estaban conectados el óxido interno del límite del grano de cristal de la capa de óxido interna posicionada más cerca del lado del hierro base con respecto a la dirección del espesor de la chapa y una terminal del óxido interno, y la cara se estableció como la interfaz entre la capa de óxido interno y el hierro base.

[Tabla 1]

MATERIAL DE ACERO Nº	COMPONENTE DE ACERO / % EN MASA										OBSERVACIONES
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Ni	Si/Mn		
A	0,20	1,00	4,00	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,25	EJEMPLO COMPARATIVO	
B	0,20	1,00	3,60	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,27	EJEMPLO	
C	0,20	1,00	2,00	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,50	EJEMPLO	
D	020	1,00	1,45	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,69	EJEMPLO	
E	0,20	1,00	133	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,75	EJEMPLO	
F	0,20	1,00	1,12	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,89	EJEMPLO	
G	020	1,00	1,05	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,95	EJEMPLO COMPARATIVO	
H	025	2,00	3,57	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,56	EJEMPLO	
I	0,25	2,00	2,90	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,69	EJEMPLO	
J	0,25	2,00	2,67	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,75	EJEMPLO	
K	0,25	2,00	225	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,89	EJEMPLO	
L	0,25	2,00	2,20	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,91	EJEMPLO COMPARATIVO	
M	0,40	3,00	337	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,89	EJEMPLO	
N	0,40	3,00	3,16	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,95	EJEMPLO COMPARATIVO	
O	0,20	1,00	2,00	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,50	EJEMPLO COMPARATIVO	
P	020	1,00	2,00	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	050	EJEMPLO	
Q	0,20	1,00	2,00	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,50	EJEMPLO	
R	0,20	1,00	2,00	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,50	EJEMPLO	
S	0,20	1,00	2,00	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,20	EJEMPLO	
T	020	1,00	2,00	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,50	EJEMPLO COMPARATIVO	
U	0,20	1,00	1,33	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,75	EJEMPLO COMPARATIVO	
V	020	1,00	133	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,75	EJEMPLO	
W	020	1,00	133	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,75	EJEMPLO	
X	0,20	1,00	1,33	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,75	EJEMPLO	
Y	020	1,00	1,33	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,75	EJEMPLO	
Z	020	1,00	133	0,01	0,002	0,03	0,005	0,003	0,75	EJEMPLO COMPARATIVO	

El espesor del óxido interno en la capa de óxido interna se determinó observando 20 óxidos incluidos en cualquier campo visual, si una longitud en una unidad de nm en una dirección del eje menor de cada uno de los óxidos era no menor de 10 nm ni mayor de 200 nm, se determinó como O, y si la longitud estaba fuera del intervalo anterior, se determinó como X.

5 Con relación al conteo del número de ramas del óxido interna descrito anteriormente, se empleó el método ilustrado en la Figura 3, tal como se ha descrito anteriormente, y el número se calculó a partir de un valor promedio del número de ramas en 20 óxidos incluidos en cualquier campo visual.

10 Con relación a un número de conexiones de los óxidos internos del límite del grano de cristal y en el interior del grano de cristal, en cualquier límite de grano de cristal con una longitud de 1 μm en cualquiera de entre 5 campos visuales cada uno con un límite de grano de cristal de una longitud continua de 1 μm o más, se calculó un número de óxidos internos cada uno de los cuales existe extendiéndose desde el límite de grano de cristal al interior del grano de cristal a lo largo de 100 nm o más de una manera continua, y se calculó un valor medio del mismo.

15 Además, con relación al óxido interno después de calcular el espesor del óxido interno, el número de ramas del óxido interno y el número de conexiones de los óxidos internos del límite del grano de cristal y el interior del grano de cristal, se realizó un análisis elemental usando espectroscopia de rayos X de energía dispersiva (Tecnaí G2 F30 Fabricado por FEI Company) y se determinó como presencia si se detectó el componente Si, y se determinó como ausencia si no se detectó el componente Si.

La Tabla 2 representa los resultados de estas mediciones

< Presencia/ausencia de existencia de $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) y SiO_2 amorfo >

25 La composición del óxido en la capa de óxido interna se especificó mediante el siguiente método. Primero, se sumergió un material enrollado en una solución acuosa de ácido cítrico del 10% en masa a 50°C que contenía 400 ppm de inhibidor disponible comercialmente (IBIT 710, fabricado por ASAHI Chemical Co., Ltd.) hasta que se disolvió una capa de óxido. Después de esto, se realizó una electrólisis a una densidad de corriente de aproximadamente 320 Am^{-2} en una solución de metanol que contenía el 10% en masa de acetilacetona y el 1% en masa de cloruro de tetrametilamonio para disolver electroquímicamente solo hierro metálico de aproximadamente 5 μm de espesor y se recogió un residuo de óxido en un filtro de 0,1 $\mu\text{m} \times 35 \text{ mm}\Phi$. Esta operación se realizó repetidamente múltiples veces hasta que se disolvió una fase precursora metálica de la capa de óxido interna, para extraer de esta manera el óxido interno en una dirección de la profundidad. El residuo extraído se sometió a difracción de rayos X mediante un método de barrido continuo de $\theta/2\theta$ (RINT1500, fabricado por Rigaku Corporation, velocidad de escaneo: 0,4° min^{-1} , ancho de muestreo: 0,010°), verificando de esta manera la presencia/ausencia de existencia de $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$).

Además, el residuo obtenido mediante la electroextracción y un cristal de bromuro de potasio se mezclaron y se prensaron en un comprimido, y a continuación usando un instrumento FT/IR6100 fabricado por JASCO Corporation, la medición se realizó mediante un método de transmisión de FT-IR (detector: TGS, resolución: 4 cm^{-1} , número de veces integrado: 100, tamaño de medición: 10 $\text{mm}\Phi$), para examinar de esta manera la presencia/ausencia de existencia del SiO_2 amorfo.

<Relación de contenido de Fe y Mn en $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) >

45 Además, comparando los intervalos reticulares de un plano de difracción común a Fe_2SiO_4 y Mn_2SiO_4 , se examinó un cambio en la relación de contenidos de Fe y Mn en el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$). En el caso de un plano (111), el intervalo reticular es de 3,556 nm con relación a Fe_2SiO_4 , y el intervalo reticular es de 3,627 nm con relación a Mn_2SiO_4 . Primero, el residuo obtenido mediante la electroextracción se sometió a difracción de rayos X mediante un método de barrido continuo de $\theta/2\theta$ (RINT1500, fabricado por Rigaku Corporation, velocidad de barrido: 0,4° min^{-1} , ancho de muestreo: 0,010°). Como resultado de ello, cuando el intervalo reticular del plano (111) se aproximaba a 3,627 nm, se indicaba que la proporción de Mn en el $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ se volvía alta, concretamente, se determinó cuando el intervalo reticular del plano (111) se aproximaba a 3,627 nm, el valor de x se volvía pequeño. En este momento, si la proporción de Mn se incrementaba monótonamente hacia el lado interno de la capa de óxido interna, se determinó como $\circ$, si la proporción era constante sin incrementarse en una parte de la capa, se determinó como Δ , y si la proporción era constante o reducida en toda la capa, se determinó como X. Los resultados de esto se representan en una columna de "tendencia a que x en $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) se vuelva pequeño hacia el lado interno "en la columna de la Tabla 4.

<Posición de existencia de óxido de tipo reticular>

60 Con relación a si el óxido que contiene Si y que tiene la estructura de tipo reticular existía o no en un intervalo no menor del 0% ni mayor del 50% de un espesor de la capa de óxido interna desde la interfaz entre la capa de óxido interna y el

hierro base hacia la dirección de la incrustación de óxido de la capa superficial, se determinó en base al espesor del óxido interno, la presencia/ausencia de ramificación del óxido interno y la presencia/ausencia de conexión de los óxidos internos del límite del grano de cristal y el interior del grano de cristal, en el intervalo, mediante un método similar al método anterior. En este momento, la observación se realizó usando el microscopio electrónico de transmisión (Tecnai G2 F30, fabricado por FEI Company) a 80.000 aumentos, y en cualquiera de los 10 campos visuales de $1\ \mu\text{m} \times 1\ \mu\text{m}$ cuadrado, si existía el óxido de tipo reticular en todos los campos visuales, se determinó como $\circ$, si la existencia se confirmó en no menos de 1 campo visual ni más de 9 campos visuales, se determinó como Δ , y si la existencia no se confirmó ni siquiera en 1 campo visual, se determinó como X. Los resultados de estas mediciones se presentan en una columna de "estructura de tipo reticular en el intervalo del 0 al 50% del espesor de la capa de óxido interna desde la interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro base" en la Tabla 4.

< Decapado >

Con relación a cada una de las chapas de acero laminadas en caliente que tenía los componentes químicos representados en la Tabla 1 y obtenidas realizando el bobinado y el tratamiento térmico bajo las condiciones representadas en la Tabla 2, la capacidad de decapado se evaluó en base a un tiempo de acabado de decapado requerido para la disolución y eliminación de la capa de óxido interna.

En el decapado, el material bobinado se sumergió en una solución acuosa de ácido clorhídrico del 9% en masa a 85°C que contenía 80 g/l de iones de hierro (II), 1 g/l de iones de hierro (III) y 400 ppm un inhibidor disponible comercialmente (IBIT 710, fabricado por Asahi Chemical Co., Ltd.) Además, un período de tiempo necesario para la eliminación del grano de cristal que incluye la fase precursora metálica de la capa de óxido interna se estableció al tiempo de acabado del decapado. Cabe señalar que el tiempo de acabado del decapado se midió en una unidad de 5 segundos, en términos del intervalo de error del experimento. Además, la determinación relacionada con la eliminación de la capa de óxido interna se llevó a cabo realizando una observación visual de la superficie del material de acero y observando una sección transversal de la chapa de acero laminada en caliente decapada usando un microscopio electrónico de barrido (JSM-6500F, fabricado por JEOL Ltd.) a entre 1.000 y 5.000 aumentos, dentro de un intervalo en el que la capa de óxido interna estaba incluida en un campo visual.

Cabe señalar que, con relación al tiempo de acabado del decapado, la patente de referencia 1 indicada anteriormente, que es la técnica convencional, propone que, en un caso de una chapa de acero laminada en caliente que requiere 45 segundos para disolver una incrustación de óxido, el decapado debe realizarse durante 90 segundos o más cuando una capa de óxido del límite de grano tiene $5\ \mu\text{m}$, el decapado debe realizarse durante 135 segundos o más cuando la capa tiene $10\ \mu\text{m}$, el decapado debe realizarse durante 180 segundos o más cuando la capa tiene $15\ \mu\text{m}$, y el decapado debe realizarse durante 225 segundos o más cuando la capa tiene $20\ \mu\text{m}$, y se estableció un período de tiempo correspondiente a 2/3 de cada uno de los anteriores para un tiempo de decapado objetivo.

< Laminado en frío >

Además, con el fin de evaluar la propiedad de laminación en frío, las chapas de acero laminadas en caliente después de ser sometidas al tratamiento de decapado durante el tiempo de decapado objetivo de 60 segundos cuando el espesor de la capa de óxido interna era de $5\ \mu\text{m}$ o menos, 90 segundos cuando el espesor era mayor de $5\ \mu\text{m}$ e igual o menor de $10\ \mu\text{m}$, 120 segundos cuando el espesor era mayor de $10\ \mu\text{m}$ e igual o menor de $15\ \mu\text{m}$, y 150 segundos cuando el espesor era mayor de $15\ \mu\text{m}$, se sometieron a tratamiento de laminado usando un tren de laminación en frío hasta que se alcanzó un espesor de chapa de 1,5 mm.

[Tabla 2]

CHAPA DE ACERO Nº	MATE-RIAL DE ACERO Nº	TEMPERA-TURA DE DEVANADO /°C	TIEMPO DE RETENCIÓN A NO MENOS DE 400°C NI MÁS DE 500°C /HORA	ESPESOR DE LA CAPA DE ÓXIDO INTERNA /µm	ÓXIDOS INTERNOS DEL LÍMITE DEL GRANO DE CRISTAL Y DENTRO DEL GRANO DE CRISTAL	ÓXIDO DE TIPO RED EN EL INTERVALO DEL 0 AL 30% DEL ESPESOR DE LA CAPA DE ÓXIDO INTERNA DESDE LA INTERFAZ ENTRE LA CAPA DE ÓXIDO INTERNO Y EL HIERRO BASE				x EN (Fe,Mn,x) ₂ SiO ₂ SE HACE PEQUEÑO HACIA EL LADO INTERIOR	SiO ₂ AMORFOSO	ESTRUCTURA DE TIPO RED EN EL INTERVALO DEL 0 AL 50% DEL ESPESOR DE LA CAPA DE ÓXIDO INTERNA DESDE LA INTERFAZ ENTRE LA CAPA DE ÓXIDO INTERNO Y EL HIERRO BASE	ENSAYO DE EVALUACIÓN 1	ENSAYO DE EVALUACIÓN 2	OBSERVA-CIONES	
						ÓXIDO INTERNO EN GRANO DE CRISTAL QUE CONTIENE SI	ESPE-RES DEL ÓXIDO INTERNO /mm	Nº DE RAMAS DEL ÓXIDO INTERNO	Nº DE CONEXIONES DE ÓXIDOS INTERNOS DEL LÍMITE DEL GRANO DE CRISTAL Y DENTRO DEL GRANO DE CRISTAL					TIEMPO DE ACABADO DE DECAPADO /SEGUNDOS		PROPIEDAD DE LA SUPERFICIE DESPUÉS DE LAMINADO EN FRÍO
1	A	650	15	15	PRESENCIA	PRESENCIA	o	34	8	o	PRESENCIA	o	45	FUERA OBJ. DE EVALUACIÓN		EJEMPLO COMPARATIVO
2	B	650	15	16	PRESENCIA	PRESENCIA	o	36	11	o	PRESENCIA	o	45	o	o	EJEMPLO
3	C	650	15	19	PRESENCIA	PRESENCIA	o	39	9	o	PRESENCIA	o	50	o	o	EJEMPLO
4	D	650	15	15	PRESENCIA	PRESENCIA	o	35	12	o	PRESENCIA	o	55	o	o	EJEMPLO
5	E	650	15	17	PRESENCIA	PRESENCIA	o	12	5	Δ	PRESENCIA	Δ	95	o	o	EJEMPLO
6	F	650	15	15	PRESENCIA	PRESENCIA	o	7	3	Δ	PRESENCIA	Δ	115	o	o	EJEMPLO
7	G	650	15	18	PRESENCIA	PRESENCIA	o	0	2	×	PRESENCIA	×	170	×	×	EJEMPLO COMPARATIVO
8	H	750	15	25	PRESENCIA	PRESENCIA	o	37	7	o	PRESENCIA	Δ	60	o	o	EJEMPLO
9	I	750	15	23	PRESENCIA	PRESENCIA	o	34	8	o	PRESENCIA	Δ	60	o	o	EJEMPLO
10	J	750	15	22	PRESENCIA	PRESENCIA	o	14	7	Δ	PRESENCIA	Δ	100	o	o	EJEMPLO
11	K	750	15	24	PRESENCIA	PRESENCIA	o	11	5	Δ	PRESENCIA	Δ	120	o	o	EJEMPLO
12	L	750	15	26	PRESENCIA	PRESENCIA	o	0	1	×	PRESENCIA	×	180	×	×	EJEMPLO COMPARATIVO
13	M	750	15	25	PRESENCIA	PRESENCIA	o	12	5	Δ	PRESENCIA	Δ	120	o	o	EJEMPLO
14	N	750	15	28	PRESENCIA	PRESENCIA	o	0	0	×	PRESENCIA	×	200	×	×	EJEMPLO
15	O	530	10	0	AUSENCIA	AUSENCIA	×	0	0	×	AUSENCIA	×	45	FUERA OBJ. DE EVALUACIÓN		EJEMPLO COMPARATIVO
16	P	550	10	5	PRESENCIA	PRESENCIA	o	24	8	Δ	PRESENCIA	Δ	60	o	o	EJEMPLO
17	Q	600	10	15	PRESENCIA	PRESENCIA	o	32	8	o	PRESENCIA	Δ	60	o	o	EJEMPLO
18	R	750	10	24	PRESENCIA	PRESENCIA	o	22	8	Δ	PRESENCIA	Δ	85	o	o	EJEMPLO
19	S	800	10	29	PRESENCIA	PRESENCIA	o	21	7	Δ	PRESENCIA	Δ	95	o	o	EJEMPLO
20	T	820	10	35	PRESENCIA	PRESENCIA	o	24	7	Δ	PRESENCIA	×	155	×	×	EJEMPLO COMPARATIVO
21	U	710	8	19	PRESENCIA	PRESENCIA	o	11	3	Δ	PRESENCIA	×	155	×	×	EJEMPLO COMPARATIVO
22	V	710	10	21	PRESENCIA	PRESENCIA	o	12	3	Δ	PRESENCIA	Δ	110	o	o	EJEMPLO
23	W	710	12	20	PRESENCIA	PRESENCIA	o	10	5	Δ	PRESENCIA	Δ	110	o	o	EJEMPLO
24	X	710	15	20	PRESENCIA	PRESENCIA	o	13	6	Δ	PRESENCIA	Δ	95	o	o	EJEMPLO
25	Y	710	20	21	PRESENCIA	PRESENCIA	o	12	4	Δ	PRESENCIA	Δ	105	o	o	EJEMPLO
26	Z	710	25	23	PRESENCIA	PRESENCIA	o	10	4	Δ	PRESENCIA	Δ	130	FUERA DEL OBJETIVO DE EVALUACIÓN		EJEMPLO COMPARATIVO

< Ensayo de evaluación 1 Tiempo de acabado del decapado >

5 Las chapas de acero Nº 1 a Nº 7 de la Tabla 2 son ejemplos cuando tenían en común un punto en el que cada una de las mismas contenía el 1,0% en masa de Si, se estableció la temperatura de bobinado a 650°C, se estableció el tiempo de retención en el intervalo de temperaturas de 400°C a 500°C a 15 horas y se cambió la relación Si/Mn.

10 En las chapas de acero Nº 2 a Nº 4, la relación Si/Mn no era menor de 0,27 ni mayor de 0,70 y, en este caso, el tiempo de acabado del decapado pasó de 45 segundos a 55 segundos. Debido a que la relación Si/Mn era baja con un valor igual o menor a 0,70 tal como se ha descrito anteriormente, la proporción de Mn aumentó hacia el lado interno, y en la interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro base, se generó el $(Fe_x, Mn_{1-x})_2SiO_4$ con x cercano a 0. Además, debido a que el tiempo de retención en el intervalo de temperaturas de 400°C a 500°C era de 15 horas, el óxido de tipo reticular se generó en una amplia área de aproximadamente el 50% o más del lado exterior de la capa de óxido interna. Por consiguiente, se aumentó el número de ramas del óxido interno en el grano de cristal en la capa de óxido interna, resultando en un aumento del número de conexiones de los óxidos internos del límite del grano de cristal y el interior del grano de cristal. A partir de los resultados anteriores, fue posible obtener como resultado que en las chapas de acero Nº 2 a Nº 4 la solución de decapado penetró fácilmente desde el límite del grano de cristal a través de la interfaz entre el óxido y la fase precursora metálica establecida como trayectoria de disolución.

20 Además, en las chapas de acero Nº 5 y Nº 6, la relación Si/Mn era mayor de 0,70 e igual o menor de 0,90, y en este caso, el tiempo de acabado del decapado llegó a ser de 95 segundos a 115 segundos. Puede considerarse que este resultado se obtuvo debido a que la actividad de Mn se redujo más en comparación con el caso en el que la relación Si/Mn era de 0,70 o menor y, de esta manera, se redujo la formación del óxido de tipo reticular.

25 Por otra parte, la chapa de acero Nº 1 tenía la relación Si/Mn menor de 0,27, y en este caso, el tiempo de acabado del decapado fue corto, de 45 segundos. En la chapa de acero Nº 1, el contenido de Mn era excesivamente elevado, de manera que se reconocieron fragilidad y deterioro de la soldabilidad y, de esta manera, la chapa de acero no cumplió las propiedades para el acero de alta resistencia. Además, la chapa de acero Nº 7 tenía la relación Si/Mn mayor de 0,90 y, en este caso, el tiempo de acabado del decapado llegó a ser de 170 segundos. En la chapa de acero Nº 7, debido a que la actividad de Mn era pequeña, no se reconoció la ramificación del óxido interno en el grano de cristal y, de esta manera, prácticamente no se confirmó la generación de $(Fe_x, Mn_{1-x})_2SiO_4$ ($0 \leq x < 1$) que contenía Mn en el grano de cristal. Además, puede considerarse que era difícil que la disolución progresara en la chapa de acero Nº 7, ya que no se generó la estructura del óxido de tipo reticular.

35 Las chapas de acero Nº 8 a Nº 12 tenían en común que cada una de ellas contenía el 2,0% en masa de Si y las chapas de acero Nº 13 y Nº 14 tenían en común que cada una de ellas contenía el 3,0% en masa de Si. Además, las chapas de acero Nº 8 a Nº 14 son ejemplos de cuando se estableció la temperatura de bobinado a 750°C, se estableció el tiempo de retención en el intervalo de temperaturas de 400°C a 500°C a 15 horas y se cambió la relación Si/Mn.

40 En las chapas de acero Nº 8 y Nº 9, la relación Si/Mn no era menor de 0,27 ni mayor de 0,70, y se confirmó un gran número de ramas del óxido interno en el grano de cristal en la capa de óxido interna y un gran número de conexiones de los óxidos internos del límite del grano de cristal y el interior del grano de cristal. Sin embargo, debido a que la temperatura de bobinado era elevada, de 750°C, la capa de óxido interna se hizo también gruesa. Además, una proporción del área de generación de la estructura de óxido de tipo reticular en la dirección del espesor de la chapa de la capa de óxido interna se hizo menor que la de las chapas de acero Nº 2 a Nº 4 y, de esta manera, el tiempo de acabado del decapado de cada una de las chapas de acero Nº 8 y Nº 9 fue de 60 segundos. Por otra parte, en las chapas de acero Nº 10, Nº 11 y Nº 13, la relación Si/Mn era mayor 0,70 e igual o menor de 0,90 y el tiempo de acabado del decapado fue de 100 segundos a 120 segundos.

50 Además, en las chapas de acero Nº 12 y Nº 14 la relación Si/Mn era mayor de 0,90 y el tiempo de acabado del decapado de las chapas de acero Nº 12 y Nº 14 pasó a ser de 180 segundos a 200 segundos. Puede considerarse que este resultado se obtuvo debido a que no se reconoció ninguna ramificación del óxido interno en el grano de cristal, de manera que la disolución en el grano de cristal era bastante difícil que progresara y, además de eso, la temperatura de bobinado fue de 750°C, de manera que el espesor de la capa de óxido interna era grueso, de 25 µm o más.

55 Las chapas de acero Nº 15 a Nº 20 tenían en común que cada una de las mismas tenía la relación Si/Mn de 0,50 y un tiempo de retención a entre 400°C y 500°C después del bobinado de 10 horas, pero, sus temperaturas de bobinado eran diferentes. A partir de los resultados experimentales de las chapas de acero Nº 16 a Nº 19, cuando la temperatura de bobinado fue de 550°C a 800°C, hubo una tendencia a que, a medida que aumentaba la temperatura de bobinado, el espesor de la capa de óxido interna aumentaba, y el tiempo de acabado del decapado de estas muestras fue de 60 segundos a 95 segundos.

- Por otra parte, la chapa de acero Nº 15 es una chapa de acero fabricada sometiendo la misma a la etapa de bobinado a 530°C, y se obtuvo el resultado de que no se formó una capa de óxido interna, y el tiempo de acabado del decapado fue corto, de 45 segundos. Sin embargo, en la chapa de acero Nº 15 no se produjeron la transformación de la ferrita y la transformación de la perlita, y la resistencia de la chapa de acero fue excesivamente elevada, de manera que la chapa de acero no cumplió las propiedades de resistencia requeridas por el laminado en frío. Además, en la chapa de acero Nº 20, debido a que la temperatura de bobinado fue de 820°C, se generó la capa de óxido interna de 30 µm o más, lo que no fue tampoco favorable desde el punto de vista del rendimiento, y se requirió un tiempo de acabado del decapado de 155 segundos.
- Las chapas de acero Nº 21 a Nº 26 tenían en común que cada una de las mismas tenía una relación Si/Mn de 0,75 y la temperatura de bobinado de 710°C, pero sus tiempos de retención a entre 400°C y 500°C después del bobinado fueron diferentes. En las chapas de acero Nº 24 y Nº 25 en las que el tiempo de retención después del bobinado no fue menor de 15 horas ni mayor de 20 horas, aunque el espesor de la capa de óxido interna fue de aproximadamente 20 µm, se generó de manera suficiente la estructura de tipo reticular en el grano de cristal, y se obtuvo el resultado de que el tiempo de acabado del decapado fue corto, de 95 segundos a 105 segundos. Además, en las chapas de acero Nº 22 y Nº 23, el tiempo de retención después del bobinado fue igual a o mayor de 10 horas y menor de 15 horas, no se reconoció un aumento monótono en la proporción de Mn hacia la dirección hacia el interior de la capa de óxido interna de $(Fe_x, Mn_{1-x})_2SiO_4$ ($0 \leq x < 1$), y el tiempo de acabado del decapado fue de 110 segundos.
- Por otra parte, en la chapa de acero Nº 21, el tiempo de retención después del bobinado fue menor de 10 horas, de manera que el crecimiento en el grano de cristal y en la dirección del espesor de la chapa de la estructura de tipo reticular fue insuficiente, y se requirió un tiempo de acabado del decapado de 155 segundos. Además, en la chapa de acero Nº 26, el tiempo de retención después del bobinado fue mayor de 20 horas, y en una parte de la chapa de acero, la estructura de tipo reticular se reconoció en un amplio intervalo del 0% al 50% del espesor de la capa de óxido interna desde la interfaz entre la capa de óxido interna y el hierro base hacia la dirección de la incrustación de óxido de la capa superficial, y el tiempo de acabado del decapado fue de 130 segundos. Sin embargo, un nitruro y un carburo se generaron de manera significativa en el hierro base, lo que causó una reducción en la ductilidad y en la capacidad de expansión, de manera que la chapa de acero no cumplió el requisito como material de acero.
- < Ensayo de evaluación 2 Propiedad de laminado en frío del material decapado >
- Posteriormente, con el fin de verificar la influencia sobre la propiedad de laminado en frío, las chapas de acero laminadas en caliente obtenidas sometiénolas al tratamiento de decapado durante su tiempo de decapado objetivo, se sometieron a un tratamiento de laminación usando un tren de laminado en frío hasta que el espesor de la chapa alcanzó 1,5 mm, y a continuación se verificó la presencia/ausencia de desprendimientos e irregularidades en la superficie mediante observación visual. La chapa de acero sobre la que no se reconoció desprendimientos ni irregularidades, se determinó como O y la chapa de acero en la que se reconocieron desprendimientos ni irregularidades se determinó como X.
- Cabe señalar que, con relación a la chapa de acero Nº 1, no fue posible realizar el trabajo en frío debido a la aparición de fisuras en la placa y soldadura de baja calidad durante la etapa de fabricación. Además, en la chapa de acero Nº 26, se generó un nitruro y un carburo en el material de acero y se produjo un engrosamiento de la misma, de manera que la chapa de acero no cumplió con la ductilidad y la capacidad de expansión requeridas para la chapa de acero de alta resistencia. Por esta razón, se determinó que las chapas de acero Nº 1 y Nº 26 fueran excluidas del objetivo de la presente evaluación. Además, en la chapa de acero Nº 15, la resistencia de la chapa de acero fue excesivamente elevada, de manera que no fue posible realizar el laminado en frío hasta que la chapa de acero tuviera el espesor predeterminado y el ensayo no alcanzó el control sobre la superficie después del laminado en frío y, de esta manera, se determinó que la chapa de acero Nº 15 fuera excluida del objetivo de la evaluación.
- En las chapas de acero Nº 2 a Nº 6, Nº 8 a Nº 11, Nº 13, Nº 16 a Nº 19 y Nº 22 a Nº 25 en la Tabla 2, incluso cuando cada una de ellas se sometió al decapado y a continuación al laminado en frío, no se reconoció ninguna anomalía de la propiedad superficial.
- Por otra parte, en las chapas de acero Nº 7, Nº 12, Nº 14, Nº 20 y Nº 21, incluso cuando cada uno de ellas se sometió al decapado y a continuación al laminado en frío, se reconoció una anomalía tal como pelado, irregularidad, un área no cubierta o similar en una parte de la chapa de acero laminada en frío. Puede considerarse que este resultado se obtuvo debido a que existió una parte en la que el grano de cristal de la capa de óxido interna no se disolvió ni se eliminó completamente en cada tiempo de decapado deseado que permaneció sobre el hierro base, y el rendimiento del laminado en frío condujo a la anomalía superficial. A partir de los resultados anteriores, las chapas de acero capaces de reducir el tiempo de decapado mientras mantienen las propiedades del laminado en frío, fueron las chapas de acero Nº 2 a Nº 6, Nº 8 a Nº 11, Nº 13, Nº 16 a Nº 19 y Nº 22 a Nº 25.

APLICABILIDAD INDUSTRIAL

Según la presente invención, es posible reducir el tiempo de decapado de una chapa de acero obtenida mediante la realización de un laminado en caliente y a continuación un bobinado sobre una chapa de acero que tiene contenidos elevados de Si y Mn, y la productividad de una chapa de acero laminada en frío se mejora en gran medida mientras se mantienen propiedades similares a las de una chapa de acero laminada en frío convencional.

5

REIVINDICACIONES

1. Chapa de acero laminada en caliente, que comprende:

- 5 C: del 0,05% en masa al 0,45% en masa;
Si: del 0,5% en masa al 3,0% en masa;
Mn: del 0,50% en masa al 3,60% en masa;
P: el 0,030% en masa o menos;
S: el 0,010% en masa o menos;
- 10 Al: del 0,005% en masa al 1,5% en masa;
N: el 0,010% en masa o menos;
O: el 0,010% en masa o menos;
Ti: del 0% en masa al 0,150% en masa;
Nb: del 0% en masa al 0,150% en masa;
- 15 V: del 0% en masa al 0,150% en masa;
B: del 0% en masa al 0,010% en masa;
Mo: del 0% en masa al 1,00% en masa;
W: del 0% en masa al 1,00% en masa;
Cr: del 0% en masa al 2,00% en masa;
- 20 Ni: del 0% en masa al 2,00% en masa;
Cu: del 0% en masa al 2,00% en masa;
un total de un tipo o dos tipos o más seleccionados de entre un grupo que comprende Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y
REM: del 0% en masa al 0,500% en masa; y
el resto: hierro e impurezas, en los que:
- 25 una relación Si/Mn de los componentes del material acero de un material base de la chapa de acero
no es menor de 0,27 ni mayor de 0,90 en una relación en masa;
una capa (10) de óxido interna que tiene un espesor no menor de 1 μm ni mayor de 30 μm se
proporciona justo debajo de una incrustación (11) de óxido de una parte de la capa superficial de la
chapa de acero; y
- 30 un óxido (1) interno en un grano de cristal de la capa de óxido interna es un óxido que contiene Si y
que tiene un espesor no menor de 10 nm ni mayor de 200 nm en un grano de cristal en un intervalo
de más del 0% y del 30% o menor de un espesor de la capa (10) de óxido interna desde una interfaz
(13) entre la capa (10) de óxido interna y el hierro (12) base hacia una dirección de la incrustación de
óxido de la capa superficial, existen una o más ramificaciones del óxido (1) interno en una sección
- 35 transversal cuadrada de 1 μm X 1 μm , y en cualquier límite (2) del grano de cristal que tiene una
longitud de 1 μm , uno o más de los óxidos internos están conectados a un óxido interno del límite del
grano de cristal para formar una estructura de tipo reticular, y
en el que en la capa (10) de óxido interna, existen un óxido $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) y un SiO_2
amorfo.
- 40

2. Chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1, en la que
la relación Si/Mn de los componentes del material de acero del material base es 0,70 o menor en relación de
masas.

45 3. Chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1 o 2, en la que
en la capa de óxido interna, existen un óxido $(\text{Fe}_x, \text{Mn}_{1-x})_2\text{SiO}_4$ ($0 \leq x < 1$) cuyo valor x disminuye hacia un centro de
la chapa de acero y un SiO_2 amorfo.

50 4. Chapa de acero laminada en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en la que
en la capa de óxido interna, el óxido que contiene Si y que tiene la estructura de tipo reticular existe en un intervalo
mayor del 0% y del 50% o menor del espesor de la capa de óxido interna desde la interfaz entre la capa de óxido
interna y el hierro base hacia la dirección de la incrustación de óxido de la capa superficial.

55 5. Método de fabricación de una chapa de acero laminada en caliente, que comprende las etapas de:

calentar y realizar un laminado en caliente sobre una placa que contiene: C: del 0,05% en masa al 0,45% en
masa; Si: del 0,5% en masa al 3,0% en masa; Mn: del 0,50% en masa al 3,60% en masa; P: el 0,030% en
masa o menos; S: el 0,010% en masa o menos; Al: del 0,005% en masa al 1,5% en masa; N: el 0,010% en
masa o menos; O: el 0,010% en masa o menos; Ti: del 0% en masa al 0,150% en masa; Nb: del 0% en
masa al 0,150% en masa; V: del 0% en masa al 0,150% en masa; B: del 0% en masa al 0,010% en masa;
Mo: del 0% en masa al 1,00% en masa; W: del 0% en masa al 1,00% en masa; Cr: del 0% en masa al

60

2,00% en masa; Ni: del 0% en masa al 2,00% en masa; Cu: del 0% en masa al 2,00% en masa; un total de un tipo o dos tipos o más seleccionados de entre el grupo que comprende Ca, Ce, Mg, Zr, Hf y REM: del 0% en masa al 0,500% en masa; y el resto: hierro e impurezas, y que tiene una relación Si/Mn no menor de 0,27 ni mayor de 0,90 en relación de masas;

5 bobinar la chapa de acero laminada en caliente a no menos de 550°C ni más de 800°C; y retener el material bobinado en un método de enfriamiento en un intervalo de no menor de 400°C ni mayor de 500°C durante no menos de 10 horas ni más de 20 horas para obtener una chapa de acero laminada en caliente.

10 6. Método de fabricación de una chapa de acero laminada en frío, que comprende las etapas de fabricar una chapa de acero laminada en caliente según el método de la reivindicación 5, realizar un decapado sobre la chapa de acero laminada en caliente; y realizar un bobinado en frío sobre la chapa de acero lamina en caliente y decapada para obtener una chapa de acero laminada en frío.

15

FIG. 1

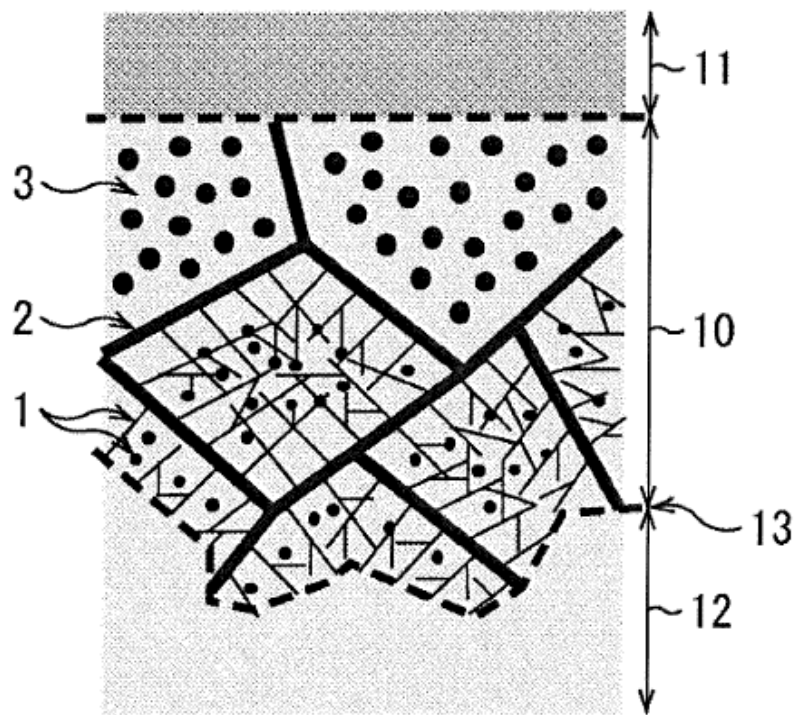


FIG. 2

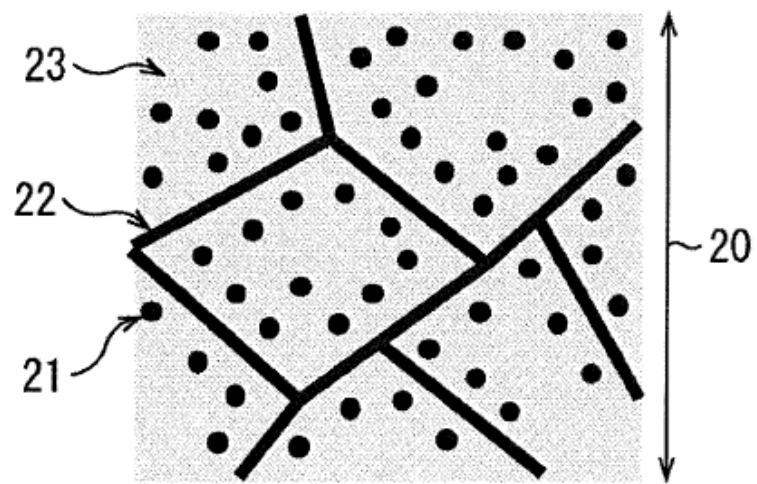


FIG. 3A

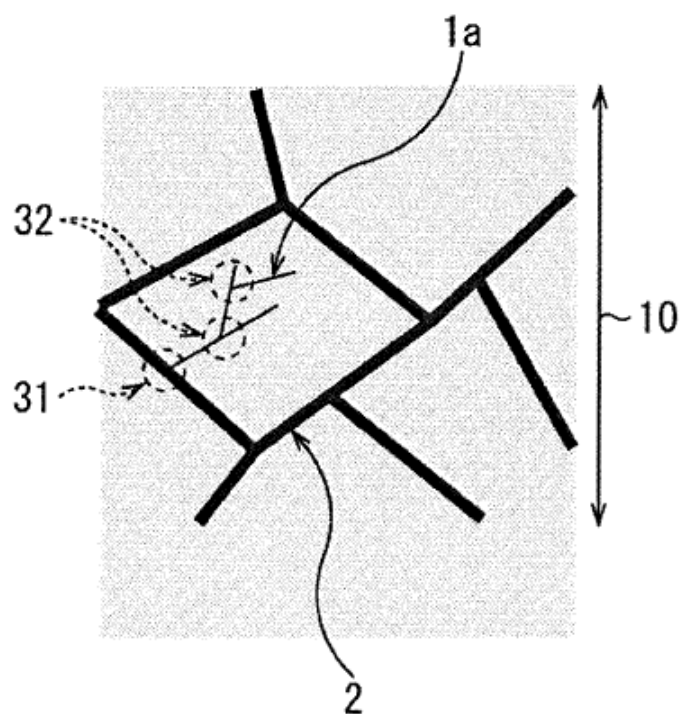


FIG. 3B

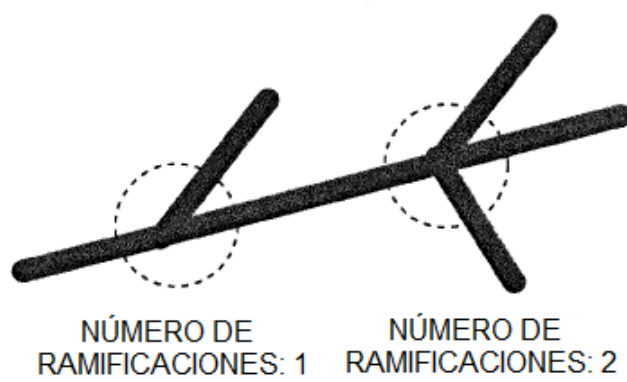


FIG. 4

