

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 575 997**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)

B21B 1/26 (2006.01)

B21B 3/00 (2006.01)

C21D 1/06 (2006.01)

C21D 9/46 (2006.01)

C22C 38/60 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **04.04.2007 E 07741011 (6)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **25.05.2016 EP 2003221**

54 Título: **Lámina de acero dura extra-delgada y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

04.04.2006 JP 2006102766

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

04.07.2016

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

MURAKAMI, HIDEKUNI

74 Agente/Representante:

DE ELZABURU MÁRQUEZ, Alberto

ES 2 575 997 T3

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

DESCRIPCIÓN

Lámina de acero dura extra-delgada y método de fabricación de la misma

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a un lámina de acero delgada que tiene un espesor de lamina de 0,400 mm o menor, que incluye también una lámina de acero tratada en superficie utilizada para equipos eléctricos, partes electrónicas, materiales de construcción y recipientes metálicos, y a un método de fabricación de la misma.

La presente solicitud reivindica el beneficio de la prioridad de la Solicitud de Patente Japonesa Nº 2006-102766, cuyo contenido se incorpora aquí como referencia.

Técnica anterior

10 Una lámina de acero delgada que tiene un espesor de lámina de 0,400 mm o menor ha sido utilizada para diversos fines tales como para equipos eléctricos, partes electrónicas, materiales de construcción y recipientes metálicos, y un proceso de fabricación de la lámina de acero más delgada se ha realizado para reducir el coste de la materia prima. Cuando se hace delgado, un miembro que emplea tal material causa por consiguiente la disminución de su resistencia, y de este modo también se requiere el endurecimiento del material a la vez que el adelgazamiento del material. Un problema obvio que se produce en dicho material extra delgado y duro es el deterioro en la formabilidad. En particular, al contrario que un material grueso utilizado para automóviles o similares, un material delgado inmediatamente causa la rotura cuando se produce la constricción, y de este modo es extremadamente importante darle una deformación uniforme. De acuerdo con un ensayo de tracción que se aplica generalmente para evaluar las características de una lámina de acero, significa que una lámina tiene que ser endurecida sin disminuir una elongación uniforme. Entre los materiales delgados, para una lámina de acero para recipientes para los que se realiza un trabajo duro tal como trefilado, aplanado o alargamiento a tracción, se han propuesto métodos descritos en los Documentos de Patente 1 a 3 o similares para asegurar la formabilidad.

25 Sin embargo, estos métodos no tratan de forma particular el alargamiento uniforme, y aunque se proporciona alta ductilidad (formabilidad total), la ductilidad se incrementa más probablemente por un alargamiento local. Por lo tanto, en la práctica, no se da respuesta a los problemas mencionados en esta solicitud, tal como el defecto en la calidad de superficie debido a la rotura o constricción.

[Documento de Patente 1] Solicitud de Patente Japonesa No examinada, Primera Publicación Nº H02-118026

[Documento de Patente 2] Solicitud de Patente Japonesa No examinada, Primera Publicación Nº H03-257123

[Documento de Patente 3] Solicitud de Patente Japonesa No examinada, Primera Publicación Nº H10-72640.

30 **Descripción de la Invención**

Problemas a resolver por la invención

Un objetivo de la presente invención es evitar la rotura o constricción causada por la falta de deformación uniforme, que es un problema que ocurre cuando se usa un material duro extra delgado. En concreto, un objetivo es, para el deterioro en alargamiento debido a un endurecimiento del material, considerar el deterioro del alargamiento local en una base de prioridad de manera que se asegura un alargamiento uniforme y se evita una deformación local (constricción) hasta una región altamente deformada incluso para el mismo alargamiento total. Además otro objetivo de la presente invención es aclarar una condición de material, y proporcionar una lámina de acero que emplea tal condición y un método de fabricación de la misma.

Medios para Resolver los Problemas

40 Los presentes inventores han realizado una investigación sobre la dispersión de varias segundas fases en una lámina de acero para endurecer la lámina de acero. En concreto pertenece a una categoría de endurecimiento de precipitación y endurecimiento de transformación, y un material puede ser endurecido mediante dispersión de una segunda fase, de acuerdo con lo cual, por supuesto, la formabilidad se deteriora. Sin embargo, después de la experimentación, los inventores descubrieron que cuando una segunda fase que tiene una morfología específica es dispersada en una lámina de material, el endurecimiento se consigue a la vez que se evita el deterioro del alargamiento uniforme. Además, los inventores han investigado en detalle la morfología, cantidad y tipo de segunda fase y también las posibilidades de los materiales de lámina de acero para obtener propiedades preferibles, y de este modo completar la presente invención. Los puntos clave de la presente invención son los que se muestran a continuación.

50 (1) Controlar una morfología de la segunda fase: de manera que se proporcionan las aciculares altamente anisótropas.

(2) Controlar un tamaño de la segunda fase: de manera que se proporcionan unas dimensiones relativamente más

grandes que los precipitados habituales.

(3) controlar una densidad de número de la segunda fase: de manera que se proporciona una distribución relativamente delgada.

5 (4) Se proporciona una matriz como una fase de ferrita de Fe, y una orientación de la segunda fase está dispuesta en una dirección específica de la matriz.

Los inventores de la presente invención han realizado una investigación pormenorizada en base a las ideas técnicas mencionadas anteriormente, y como resultado, han conseguido la presente invención. Los puntos clave de la misma son los descritos en los contenidos mostrados a continuación.

10 (1) una lámina de acero extra delgada dura que tiene un espesor de lámina de 0,400 mm o menor, que incluye en % de masa, C: 0 a 0,800 %; N: 0 a 0,600 %; Si: 0 a 2,0 %; Mn 0 a 2,0 %; P: 0 a 0,10 %, S: 0 a 0,100%; Al: 0 a 3,0 %; y O: 0 a 0,200 %. La lámina de acero dura extra-delgada contiene 0,05 % o más, en fracción de volumen, de una segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,10 μm o mayor y un eje menor medio de 0,05 μm o mayor y que satisface la relación eje mayor medio/eje menor medio $\geq 2,0$.

15 (2) La lámina de acero dura extra delgada de acuerdo con (1) anterior, que contiene además al menos uno de Ti: 0 a 4,00 %; Nb: 0 a 4,00 %; REM: 0 a 4,00 %; B: 0 a 0,0300 %; Cu: 0 a 8,00 %, Ca: 0 a 1,00 %; Ni: 0 a 8,00 %; y Cr: 0 a 20,00 %.

(3) La lamina de acero dura extra-delgada de acuerdo con (1) anterior, en la que una densidad de número de la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio/eje menor medio $\geq 2,0$ es 0,01 piezas/ μm^2 o mayor.

20 (4) La lámina de acero dura extra delgada de acuerdo con (1) anterior, en la que una densidad de número de la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio/ eje menor medio $\geq 2,0$ es 0,001 piezas/ μm^2 o mayor.

(5) La lámina de acero dura extra delgada de acuerdo con (1) anterior, en la que una fase principal es una fase de ferrita de Fe y cuya fracción de volumen es el 80% o mayor.

25 (6) La lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con (1) anterior, en la que una dirección del eje mayor medio de la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio/eje menor medio $\geq 2,0$ en una orientación $\langle 100 \rangle$ o una orientación $\langle 110 \rangle$ de una fase de Fe que está en contacto con la segunda fase.

30 (7) La lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (1) anterior, en la que la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje medio medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio/eje menor medio $\geq 2,0$ es una sustancia simple de un compuesto de óxido, sulfuro, carburo, nitruro o un compuesto intermetálico.

35 (8) La lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (7) anterior, en la que la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio/eje menor medio $\geq 2,0$ es un óxido que incluye uno o dos tipos de Fe, Mn, Si, Al, Cr, REM, Ti y Nb.

(9) La lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (7) anterior, en la que la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio/eje menor medio $\geq 2,0$ es un sulfuro que incluye uno o dos tipos de Ti, Mn, Cu, Ca y REM.

40 (10) La lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (7) anterior, en la que la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio/eje menor medio $\geq 2,0$ es un carburo que incluye uno o dos tipos de Fe, Ti, Nb, Si y Cr.

(11) La lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (7) anterior, en la que la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio/eje menor medio $\geq 2,0$ es un nitruro que incluye al menos uno o dos tipos de Fe, Ti, Nb, Al, B y Cr.

45 (12) La lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (7) anterior, en la que la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio/eje menor medio $\geq 2,0$ es un compuesto intermetálico que incluye al menos uno o dos tipos de Fe, Ti, Nb, Al, Si y Mn.

50 (13) La lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (1) anterior, en la que la que una fracción de volumen de la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio/eje menor medio $\geq 2,0$ satisface (un volumen de fracción de una capa de superficie de espesor de lámina de 1/8)/(un volumen de capa de centro de espesor de lámina de 1/4) ≥ 10 .

(14) La lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (1) anterior, en la que la segunda fase que tiene un eje

mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio/eje menor medio $\geq 2,0$ satisface (una densidad de número de capa de superficie de espesor de 1/8)/(una densidad de número de capa de centro de espesor de lámina de 1/4) ≥ 10 .

5 (15) La lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (1) anterior, que satisface que máxima resistencia ≥ 350 MPa y dureza Rockwell HR30T ≥ 54 , de acuerdo con un ensayo de tracción realizado con el uso de una muestra de ensayo de tracción que tiene una parte paralela de 25 mm de anchura y 60 mm de longitud con una distancia entre marcas de 50 mm a una velocidad de deformación de 5 mm/min.

10 (16) La lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (1) anterior, que satisface que alargamiento uniforme/alargamiento local $\geq 1,0$ de acuerdo con un ensayo de tracción realizado con el uso de una muestra de ensayo de tracción que tiene una parte paralela de 25 mm de anchura y 60 mm de longitud con una distancia entre marcas de 50 mm a una velocidad de deformación de 5 mm/min.

15 (17) La lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (1) anterior, que satisface que el esfuerzo de fluencia/resistencia máxima $\leq 0,9$ de acuerdo con un ensayo de tracción realizado con el uso de una muestra de ensayo de tracción que tiene una parte paralela de 25 mm de anchura y 60 mm de longitud con una distancia entre marcas de 50 mm a una velocidad de deformación de 5 mm/min.

20 (18) Un método de fabricación de la lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (8) anterior, que incluye después del laminado en caliente una pieza semiterminada de acero que tiene un espesor de 50 mm o más y que contiene óxido con un diámetro medio de 10 μm a 25 μm , a 600 °C o por encima, que realiza el laminado a una deformación real total de 0,4 o mayor, bajo condiciones de 1.000 °C o por encima y una velocidad de deformación de 1/seg o más; y después se realiza el laminado a una deformación real total de 0,7 o mayor, bajo las condiciones de 1.000 °C o menos y a una velocidad de deformación de 10/seg o más.

25 (19) Un método de fabricación de la lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con (9) anterior, que incluye; después de laminar en caliente una pieza semiterminada de acero que tiene un espesor de 50 mm o más y que contiene sulfuro con un diámetro medio de 10 μm a 25 μm , a 600°C o por encima, realizar el laminado a una deformación real total de 0,4 o más, bajo las condiciones de 1.000 °C o por encima y una velocidad de deformación de 1/seg o más; y después realizar el laminado a una deformación real total de 0,7 o más bajo unas condiciones de 1.000°C o menos y una velocidad de deformación de 10/seg o más.

30 (20) Un método de fabricación de la lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (10) anterior, que incluye, después del laminado en frío, realizar un tratamiento de carburización a una temperatura comprendida entre 600 y 700 °C bajo una condición de dar $\{(\text{tiempo de carburización (seg)}) * (\text{temperatura de carburización (°C)})\} / \{(\text{concentración de gas de carburización (\%)}) * (\text{velocidad de enfriamiento en el tratamiento de carburización (°C/seg)})\} \geq 20$, simultáneamente con o después de un templado de recristalización, con lo que se aumenta la cantidad de C en 0,0002% o más.

35 (21) Un método de fabricación de la lámina de acero dura, extra delgada de acuerdo con (11) anterior, que incluye, después del laminado en frío, realizar un tratamiento de nitruración a una temperatura comprendida entre 600 y 700 °C bajo una condición de dar $\{(\text{tiempo de nitruración (seg)}) * (\text{temperatura de nitruración (°C)})\} / \{(\text{concentración de gas de nitruración (\%)}) * (\text{velocidad de enfriamiento en el tratamiento de nitruración (°C/seg)})\} \geq 20$, simultáneamente con o después de un templado de recristalización, con lo que se aumenta la cantidad de N en 0,0002% o más.

40 (22) Un método de fabricación de la lámina de acero dura extra delgada de acuerdo con (12) anterior, que incluye realizar un enfriamiento desde una temperatura de 900 °C o por encima durante la etapa de fabricación de una lámina de acero, en la que el enfriamiento desde 900 °C a 500°C se realiza a una velocidad de enfriamiento de 20°C/seg o menor, con lo que se incrementa una fracción de volumen del compuesto intermetálico en 2,0 veces o más.

En la presente, el signo “*” es esta memoria representa multiplicación (x).

45 La presente invención se refiere a una lámina de acero delgada que tiene un espesor de lámina de 0,400 mm o menor y a un método de fabricación de la misma. Como parte del método de fabricación de una lámina de acero de esmalte, hay una técnica convencional en la que una condición de laminado en caliente se limita con lo que se controla de morfología del óxido.

50 Sin embargo, el laminado y el alargamiento del óxido en la presente invención difieren completamente de los proporcionados con un límite de condición de laminado en caliente para una lámina de acero esmaltada. Más concretamente, ha sido muy difícil obtener una idea para poner un óxido laminado y alargado en uso práctico para una lámina de acero objetivo de la presente invención, de acuerdo con una técnica de extensión proporcionada con un límite de condición de laminado en caliente para una lámina de acero esmaltada. Esto se explicará con detalle más adelante.

55 En general, la inclusión de óxido en una lámina de acero delgada como para la presente invención es controlada debido a que es una sustancia extremadamente desfavorable. Esto es debido a que la deformación concentrada

alrededor del óxido proporciona un efecto altamente sensible en la rotura de un material base cuando el propio material base es delgado.

5 Un buen ejemplo se puede mostrar mediante la formabilidad de borde en un proceso de fabricación de latas. En lo que se refiere a un material de acero utilizado para tal fin, una cantidad de óxido es estrictamente controlada y su producción se da a un nivel muy bajo. Un efecto adverso del óxido en un material delgado no sólo permanece como el problema de óxido, y cuando un óxido laminado y alargado está en una lámina de acero esmaltada se fisura en un proceso de laminado en frío y forma huecos alrededor del mismo, cuyos huecos proporcionan un efecto de corte, mediante lo cual se produce un deterioro adicional en la formabilidad del material base.

10 Por lo tanto, en el pasado, fue posible obtener una idea para poner un óxido, incluso más, un óxido laminado y alargado que puede fisurarse en el laminado en frío, en el uso práctico con el fin de mejorar la propiedad para un material delegado objetivo de la presente invención.

Una diferencia técnica respecto a un método de fabricación de una lámina de acero esmaltada y la presente invención se menciona como sigue.

15 En primer lugar, en una producción de una lámina de acero esmaltada, un óxido es temporalmente laminado y alargado en una etapa de laminado en caliente pero el óxido se fisura en la siguiente etapa de laminado en frío con lo que se forman huecos alrededor del óxido fisurado. Todos los óxidos en un producto final son finamente fisurados y están en una forma isotrópica.

20 Por el contrario, en la presente invención, el óxido tiene que ser un óxido laminado y alargado en una etapa final, y de este modo, se emplea una etapa de laminado en caliente para ello. En otras palabras, un óxido laminado y alargado bajo laminado en caliente se mantiene todavía como un óxido laminado y alargado incluso después del laminado en frío y el templado, y una forma anisotrópica es necesariamente mantenida hasta un producto final. Cuando se emplea la misma condición para el laminado en caliente, esta diferencia se puede presentar fundamentalmente en la composición de los óxidos. En concreto, para una lámina de acero esmaltada, una forma compuesta que contiene Mn relativamente blando con óxido que contiene Nb, B duro funciona perfectamente en 25 acelerar la fisuración. Mientras tanto, para la lámina de la presente invención, es preferible que el óxido se proporcione como una sustancia homogénea y no como un producto compuesto, que incluye óxidos de diferente composición, de manera que se dé una deformación uniforme en el momento del laminado en frío y se evite la fisuración.

30 Incluso si el óxido es temporalmente laminado y alargado como en una lámina de acero esmaltada, si el óxido se convierte en isotrópico por la fisuración posterior, la capacidad de endurecer que es la característica de la presente invención, el alargamiento uniforme excelente resultado de la misma, específicamente un efecto de control en la deformación local, no se pueden presentar en absoluto.

35 Como se ha explicado anteriormente, incluso si se entiende una técnica de fabricación de una lámina de acero, esmaltada no es fácil, incluso para una persona experta en la técnica, aplicar la técnica de incluir una cantidad grande de óxido como acero objetivo de la presente invención y para una aplicación de uso, de manera que se investigue el efecto de su morfología.

40 El acero de la presente invención es inventado en base a los nuevos descubrimientos tales que cuando un óxido es laminado y alargado hasta una forma específica y se mantiene así, un comportamiento de endurecimiento de trabajo del mismo cambia drásticamente, y cuando una deformación local está fuertemente controlada, actúa en una capacidad de alargamiento práctica incluso en el caso de una lámina de acero delgada.

Avances de la Invención

45 De acuerdo con la presente invención, se puede obtener un material duro extra delgado que presenta capacidad de alargamiento más uniforme hasta una región fuertemente deformada mientras evita que ocurra una deformación local (constricción), incluso si la misma resistencia y el mismo alargamiento local son empleados. De este modo, es posible evitar problemas ocurridos cuando se utiliza un material delgado, tal como la rotura debida a la falta de deformación uniforme y a una generación de constricción.

Breve descripción de los dibujos

La Fig. 1 es un diagrama que muestra una región en una dirección de espesor de una lámina de acero dura extra delgada de la presente invención.

50 Mejor modo de realizar la invención

A continuación se describirá la invención con más detalle.

En primer lugar se explicarán los componentes. Todos los componentes están en % en masa. La cantidad de C se establece en 0,800 % o menor para evitar el deterioro de la formabilidad. La cantidad es preferiblemente de 0,100 % o menos, más preferiblemente 0,060 % o menor. Particularmente, en el caso de usar carburo como segunda fase

que proporciona la característica de la presente invención, la cantidad es preferiblemente entre 0,0050 a 0,040 %, más preferiblemente entre 0,0080 y 0,030 %. En el acero de la presente invención en el que la resistencia del material es aumentada por la dispersión de varias segundas fases, el contenido de C que sería necesario desde el punto de vista de asegurar la resistencia o similar puede ser bajo. La resistencia requerida se puede conseguir todavía en el contenido de C de 0,0050 % o menos. El contenido de 0,0030 % o menos, así como 0,0015% o menos también se puede emplear. Desde el punto de mantener la capacidad de trefilado alta mejorando un valor r , es preferible que la cantidad de C sea pequeña.

Como en el caso de C, la cantidad de N también se establece en 0,800 % o menor para evitar el deterioro de la formabilidad. La cantidad es preferiblemente de 0,100 % o menor, más preferiblemente 0,060 % o menor. Particularmente, en el caso de utilizar nitruro como la segunda fase que proporciona la característica de la presente invención, la cantidad es preferiblemente de 0,0050 a 0,040 %, más preferiblemente de 0,0080 a 0,030 %. En el acero de la presente invención, en el que una resistencia de material es incrementada por la dispersión de varias segundas fases, el contenido de N que es necesario desde el punto de vista de asegurar la resistencia o similar puede ser bajo. La resistencia requerida se puede conseguir todavía en el contenido de N de 0,0050 % o menor. El contenido de 0,0030 % o menor, así como 0,0015 % o menor también se puede emplear. Desde el punto de vista de mantener una elevada capacidad de trefilado mejorando un valor de r , es preferible que la cantidad de N sea pequeña.

Si se establece en 2,0 % o menor porque en un contenido demasiado alto, las propiedades de formabilidad o tratamiento superficial se deterioran. Sin embargo, en el acero de la presente invención, cuando se utiliza óxido como segunda fase, el resto del oxígeno del acero se puede volver difícil o un óxido laminado o alargado que es la característica preferida de la presente invención puede ser apenas obtenido, como se describe más adelante. Además, cuando la carburización o nitruración se realiza para formar la segunda fase, puede darse el caso en el que C o N introducidos en el acero formen carburo de S o nitruro de Si bastos en un límite de grano cristalino y de este modo cause las fisuras quebradizas. Para evitar tales efectos negativos, el contenido de Si puede ser 1,5 % o menor, más aún el 1,0 % o menor. En particular, desde el punto de vista de mantener la elevada formabilidad, es preferible que la cantidad de Si sea pequeña. La formabilidad se puede mejorar estableciendo que el contenido sea de 0,5 % o menor, más aún el 0,1 % o menor, o incluso más aún el 0,07 % o menor.

El Mn se establece en el 2,0 % o menor debido a que un contenido demasiado alto deteriora la propiedad de formabilidad o tratamiento superficial. Mientras, en el acero de la presente invención, cuando se utiliza óxido como la segunda fase, como se describe más adelante, se obtiene fácilmente un óxido laminado o alargado que es preferible para la presente invención. Además, cuando se utiliza sulfuro para formar la segunda fase, se obtiene fácilmente un sulfuro laminado y alargado, y de este modo este elemento es útil. En consecuencia, un intervalo preferido de Mn está comprendido entre 0,05 y 1,0 %, preferiblemente entre 0,15 y 0,8 %, e incluso más preferiblemente entre 0,25 y 0,7 %.

El P está establecido en 0,10 % o menos debido a que un contenido demasiado alto, no sólo deteriora la formabilidad, sino que cuando se realizan la carburización o la nitruración para formar la segunda fase, la propiedad de carburización o la propiedad de nitruración de la lámina de acero se bloquea. Desde el punto de vista de mantener la elevada formabilidad, es preferible que la cantidad de P sea pequeña. La formabilidad se puede mejorar ajustando el contenido para ser del 0,05 % o menor, más aún de 0,01 % o menos.

El S se establece en 0,100% o menos o de lo contrario deteriora la ductilidad de laminado en caliente y llega a causar el bloqueo de la fundición o laminado en caliente. Sin embargo, cuando una cantidad grande de Mn, Cu, Ti, REM o similar se añade y se utiliza un sulfuro de los mismos como segunda fase que es necesaria para la presente invención, el deterioro de la ductilidad del laminado en caliente es pequeño y de este modo este elemento es útil. En consecuencia, un intervalo preferido de S está comprendido entre 0,015 y 0,080 %, preferiblemente entre 0,025 y 0,070 % e incluso más preferiblemente entre 0,035 y 0,060 %.

El Al está establecido en el 3,0 % o menos debido a que en un elevado contenido, puede haber un problema tal como que la fundición se hace difícil o los defectos en la superficie se incrementan. Sin embargo, dado que el Al es un elemento fuertemente desoxidante, el resto del oxígeno en el acero se hace difícil cuando se utiliza el óxido como segunda fase. De este modo, el contenido de Al puede a veces tener que ser de 0,010 % o menor, más aun de 0,005% o menor, incluso más aún de 0,002 % o menor, o particularmente más de 0,001 % o menor. Alternativamente, el Al puede servir como elemento de formación de un compuesto intermetálico tal como Ni_3Al , y presenta un efecto preferible en la dispersión de la segunda fase necesaria para la presente invención. El contenido puede variar dependiendo del tipo y cantidad del elemento metálicos que forma un compuesto junto con el Al, pero en este caso, el contenido de Al es preferiblemente del 1,0 % o más, más aún el 1,5 % o más, incluso más aún de 2,0 % o más.

El O está preferiblemente establecido en 0,010 % o menos cuando no se utiliza un óxido como segunda fase que proporciona que se produzca la característica de la presente invención debido a la desoxidación a través del Al, Si, Ti o similares. Se establece así debido a que cuando el óxido en el acero se convierte en forma isotrópica (esférica) que no proporciona efecto para presentar las ventajas de la presente invención, este elemento se convierte fácilmente en la causa de fisuración. Incluso en el caso en el que se utilice un óxido como segunda fase útil, el óxido

excesivo puede fácilmente convertirse en la causa de la fisuración, y de este modo el contenido de O se tiene que establecer en 0,200 % o menor, preferiblemente 0,010 a 0,100 %, más preferiblemente 0,020 a 0,080 %, incluso más preferiblemente 0,030 a 0,050 %.

A continuación se explicarán los elementos que se pueden añadir cuando sea necesario.

5 El Ti produce el incremento de la temperatura de recristalización de la lámina de acero, y deteriora de manera significativa la capacidad de paso de la lámina de acero extra delgada sometida en la presente invención al templado. Por lo tanto, el contenido de Ti se establece en 4,00 % o menor. Cuando un compuesto de Ti no se utiliza como la segunda fase que proporciona la característica de la presente invención, no hay necesidad de añadir Ti, y el contenido puede ser de 0,04 % o menor, más preferiblemente 0,01 % o menor. Mientras tanto, se pueden utilizar
10 óxidos, sulfuros, carburos, nitruros y compuestos intermetálicos, de Ti como la segunda fase que proporciona la característica de la presente invención. El contenido puede variar dependiendo del tipo o cantidad del elemento que forma el compuesto, pero un efecto suficiente se puede presentar en un contenido de 0,06 % o más. Más preferido es 0,100 % o más.

15 El Nb tiene el mismo efecto que el Ti que produce el incremento de la temperatura de recristalización, y deteriora de manera significativa la capacidad de paso de la lámina de acero extra delgada sometida en la presente invención al templado. Por lo tanto, el contenido de Nb se establece en 4,00 % o menor. Cuando no se utiliza un compuesto de Nb como la segunda fase que proporciona la característica de la presente invención, no hay necesidad de añadir Nb, y el contenido puede ser de 0,04 % o menor, más preferiblemente 0,01 % o menor. Mientras tanto, se pueden utilizar
20 óxidos, sulfuros, carburos, nitruros y compuestos intermetálicos de Nb como la segunda fase que proporciona la característica de la presente invención. El contenido puede variar dependiendo del tipo y cantidad del elemento que forma el compuesto, pero puede presentar un efecto suficiente en un contenido de 0,06 % o más. Más preferido es 0,100 % o más.

25 REM también tiene el mismo efecto que el Ti y el Nb, y dado que es un elemento caro, el contenido se establece en 4,00 % o menor. Cuando no se utiliza un compuesto de REM como segunda fase que proporciona la característica de la presente invención, no hay necesidad de añadir REM, y el contenido puede ser de 0,04 % o menor, más preferiblemente 0,01 % o menor. Mientras, se pueden utilizar óxidos, sulfuros, carburos, nitruros y compuestos intermetálicos, de REM como la segunda fase que proporciona la característica de la presente invención. El contenido puede variar dependiendo del tipo o cantidad del elemento que forma el compuesto, pero se puede conseguir un efecto suficiente con un contenido de 0,06 % o más. Más preferido es 0,100 % o más.

30 El B también tiene el mismo efecto que el Ti y el Nb. Sin embargo, su capacidad para formar carbonitruro es menor que la del Ti o el Nb aunque puede variar dependiendo de la cantidad añadida. Cuando se añade B simultáneamente a esos elementos con el fin de formar carburo o nitruro como segunda fase, produce el incremento de la temperatura de recristalización de la lámina de acero, y deteriora significativamente la capacidad de paso de la lámina de acero extra delgada sometida en la presente invención al templado. Por lo tanto, el B es útil en el caso en
35 el que el contenido de Ti o Nb sea pequeño. El límite superior se establece en 0,0300 % debido a que una cantidad excesiva da lugar a fisuras notables en el bloque después de la fundición. Cuando no se utiliza un compuesto de B como segunda fase que proporciona la característica de la presente invención, no hay necesidad de añadir B, y el contenido puede ser de 0,0020 % o menor, más preferiblemente 0,0010 % o menor. Mientras tanto se pueden utilizar óxidos, sulfuros, carburos, nitruros y compuestos intermetálicos de B como segunda fase que proporciona la
40 característica de la presente invención. El contenido puede variar dependiendo del tipo o cantidad del elemento que forma el compuesto, pero se puede conseguir un efecto suficiente en un contenido de 0,0040 % o más. Más preferido es 0,0100 % o más.

45 El Cu se establece en el 8,00 % o menos debido a que un contenido demasiado alto, no solo aumenta la temperatura de recristalización, sino que también produce defectos en la calidad superficial y la formabilidad o deteriora la propiedad de tratamiento de superficie. Mientras tanto, en el acero de la presente invención, una fase de Cu metálica, una fase de compuesto intermetálico o similar también se pueden utilizar como la segunda fase. Además, cuando se utiliza un sulfuro para formar la segunda fase, se obtiene fácilmente un sulfuro laminado y alargado y de este modo este elemento es útil. En consecuencia, un rango preferido de Cu está comprendido entre 0,10 y 4,00 %, más preferiblemente entre 0,20 y 3,00 %, incluso más preferiblemente entre 0,30 y 2,50 %.

50 El Ca es un elemento útil para el acero de la presente invención ya que cuando se utiliza sulfuro como la segunda fase, se puede obtener fácilmente un sulfuro laminado y alargado. Sin embargo, el Ca normalmente apenas está contenido en una gran cantidad de acero debido a la alta reactividad, y de este modo la cantidad se establece en 1,00 % o menor. Un intervalo preferido está comprendido entre 0,01 y 0,50 %, más preferiblemente entre 0,05 y 0,30 %.

55 El Ni es un elemento caro, y su cantidad se establece en el 8,00 % o menor. En la presente invención, el Ni sirve como elemento de formación de un compuesto intermetálico tal como Ni₃Al, y presenta un efecto favorable para la dispersión de la segunda fase necesaria para la presente invención. La cantidad puede variar dependiendo del tipo y cantidad del elemento metálico que forma un compuesto junto con el Ni, pero es preferiblemente del 1,0 % o más, más aún el 1,5 % o más, incluso más aún el 2,0 % o más.

El Cr también es un elemento caro, y su cantidad se establece en el 20,00 % o menor. Cuando un compuesto de Cr no se utiliza como la segunda fase que proporciona la característica de la presente invención, no hay necesidad de añadir Cr, y la cantidad puede ser el 0,06 % o menor, más preferiblemente 0,02 % o menor. Mientras tanto, se pueden utilizar óxidos, sulfuros, carburos, nitruros y compuestos intermedios de Cr como la segunda fase que proporciona la característica de la presente invención. La cantidad puede variar dependiendo del tipo o cantidad del elemento que forma el compuesto, pero puede presentar un efecto suficiente en un contenido de 0,10 % o mayor. Más preferido es 0,50 % o mayor, incluso más preferido es 1,5 % o mayor, y aún más preferido es 2,50 % o mayor.

El contenido de elementos distintos de los mencionados anteriormente no está particularmente limitado, sino que se puede añadir Sn, Sb, Mo, V y W cada uno en una cantidad del 0,10 % o menor que en total da una suma de cantidades del 0,50 % o menor, de manera que se imparten las propiedades no proporcionadas por la presente invención. Con esta cantidad, el efecto de la presente invención no está interferido en absoluto. Sin embargo, es necesario llamar la atención de que puede darse el caso en el que esos elementos formen un compuesto grueso que tenga una forma isotrópica y se deteriore así la formabilidad. Si no hay una finalidad particular, la cantidad de cada elemento se establece preferiblemente en 0,010 % o menor y una suma de cantidades de 0,050 % o menor, más preferiblemente se establece en 0,0020 % o menor y una suma de cantidades de 0,0050 % o menor, e incluso más preferiblemente se establece en 0,0010 % o menor y una suma de cantidades de 0,0030 % o menor.

A continuación, se describirá la segunda fase que es el factor más importante en la presente invención. En primer lugar se describirá una observación o similar de la segunda fase. El método de observación de la segunda fase no está particularmente limitado a los definidos en la presente invención. Se puede observar directamente la morfología mediante un equipo de medida físico tal como un microscopio electrónico que permite la observación de micro regiones. En caso de observar un tamaño relativamente grande, se puede hacer una observación mediante un microscopio óptico de elevada potencia. Con un microscopio óptico o un microscopio electrónico de barrido (SEM), se pueden observar las láminas de acero cuya sección transversal es pulida y sometida además a grabado, y con un microscopio electrónico de transmisión (TEM), se puede observar también una réplica extraída obtenida por un método SPEED, o similar. Además, también se puede observar un residuo en el que una matriz es disuelta por una extracción de electrolisis. La segunda fase observada se puede identificar por EDX o patrones de difracción de rayos de electrones pero la técnica no está limitada a estos y se puede utilizar cualquier instrumento analítico que proporcione un rendimiento significativamente mejorado. El punto es que es fino siempre y cuando una forma, tamaño y densidad de número, o si necesariamente un tipo, de segunda fase se puede determinar de acuerdo con un método apropiado. Se cree que puede haber un caso en el que una identificación completa es difícil en algunos tipos que proporcionan una composición de varias fases. Sin embargo, dado que el efecto de la presente invención se consigue independientemente del tipo mediante dispersión de una segunda fase en una morfología específica, aquellos difíciles de ser identificados también pueden ser incluidos en la presente invención. Respecto a la fracción de volumen y a la densidad de número, cuando más nitruros sean considerados utilizando instrumentos analíticos avanzados, estos valores se pueden aumentar. Sin embargo, el efecto de la presente invención todavía se puede distinguir cuando un tamaño de 0,02 μm o mayor se utiliza como un objeto con el uso de un instrumento físico de nivel normal.

La presente invención tiene la característica de contener 0,05 % o más de la segunda fase observada como se ha mencionado anteriormente, que tiene un eje mayor medio de 0,10 μm o mayor y un eje menor medio de 0,05 μm o mayor y que satisface la relación eje mayor medio / eje menor medio $\geq 2,0$. El tamaño del eje mayor medio es preferiblemente 0,20 μm o mayor, más preferiblemente 0,50 μm o mayor, incluso más preferiblemente 1,00 μm o mayor, incluso más preferiblemente 2,00 μm o mayor, incluso más preferiblemente 5,00 μm o mayor. Sin embargo, si existe una segunda fase demasiado grande, se convierte en causa de rotura en una etapa temprana de trabajo con lo que se deteriora significativamente la ductilidad. Por lo tanto, el tamaño se ajusta preferiblemente a 30 μm o menor, más preferiblemente 20 μm menor. Sin embargo, si el número de fase es extremadamente pequeño, la posibilidad de proporcionar un efecto adverso es muy pequeña incluso si la fase es grande, y de este modo no se puede decir que una existencia de la fase que tenga un tamaño mayor que los mencionados anteriormente esté fuera de rango de la presente invención. La relación eje mayor medio/eje menor medio es preferiblemente de 3,0 o mayor, más preferiblemente 5,0 o mayor, incluso más preferiblemente 8,0 o mayor. La fracción de volumen es preferiblemente 0,1 % o mayor, más preferiblemente 0,3 % o mayor, incluso más preferiblemente 1,0 % o mayor, incluso más preferiblemente 2,0 % o mayor. Sin embargo, si la cantidad de la segunda fase es demasiado grande, en algunos casos, la rotura en una etapa temprana de trabajo puede ocurrir lo que significativamente deteriora la ductilidad. Por lo tanto, la fracción se establece en 20 % o menor, más preferiblemente en 10 % o menor.

Respecto a la densidad de número de la segunda fase, 0,01 piezas/ μm^2 o más cuando una sección transversal de lámina de acero se observa y 0,001 piezas/ μm^3 o más cuando una dispersión espacial se mide tal como cuando una película delgada se observa con réplica de extracción o un microscopio electrónico de transmisión, presentarán notables efectos de la presente invención. En el caso de una observación de sección transversal, la densidad de número es preferiblemente 0,03 piezas/ μm^2 o mayor, más preferiblemente 0,1 piezas/ μm^2 o mayor, incluso más preferiblemente 0,3 piezas/ μm^2 o mayor. En el caso de una medida espacial, la densidad de número es preferiblemente de 0,003 piezas/ μm^3 o mayor, más preferiblemente 0,01 piezas/ μm^3 o mayor, incluso más preferiblemente 0,03 piezas/ μm^3 o mayor. La densidad de número se correlaciona con el tamaño anteriormente mencionado y la fracción de volumen, y es necesario ser cuidadoso para no aumentar o disminuir extremadamente la densidad dentro del campo del no deterioro de la formabilidad como en el tamaño y la fracción de volumen.

Como tal, un mecanismo para controlar la ocurrencia de deformación local controlando la morfología de la segunda fase no es claro, pero se hace un intento más adelante.

La segunda fase en la presente invención es más dura que una fase de Fe proporcionada como matriz, y de este modo, se produce una deformación de matriz en base de prioridad después de una deformación de la lámina de acero. Además, dado que la deformación de la matriz está restringida por la segunda fase, el endurecimiento de trabajo de la matriz se hace insignificante. En consecuencia, se cree que la transmisibilidad de deformación mejora y la deformación continua aunque sea cubierta en un área mayor con lo que se da un alargamiento uniforme más elevado. Cuando una segunda fase anisotrópica es dispersada, se cree que un grado de restricción en la matriz se hace mayor que el de una segunda fase isotrópica general. Además de esto, se cree que un estado de unión entre una segunda fase anisotrópica y una matriz se vuelve débil, y de este modo, la interfaz sufre un deslizamiento debido a la deformación y adicionalmente forma muchos huecos, lo que permite la deformación. Por consiguiente, se piensa que un estado en el que la deformación de la propia matriz está controlada se pone de manifiesto en una región más deformada y de este modo una deformación uniforme continua. En el acero de la presente invención hay muchos casos en los que una formabilidad local es disminuida al mismo tiempo que se proporciona una medida grande de endurecimiento de trabajo, pero aún no está claro un mecanismo para explicar totalmente el fenómeno.

La deformación de matriz es una fase principal que hace que la mayoría de la lámina en volumen sea definitivamente la razón para una deformación uniforme en el acero de la presente invención y no la segunda fase. Es natural que la fase principal sea Fe, y una fase principal en la presente invención se suponga como una fase de ferrita de Fe. Su fracción de volumen es preferiblemente del 80 % o mayor. En general, una perlita, bainita o martensita se conoce como fase compuesta principalmente por Fe, pero en la presente invención, a medida que se fortalece la lámina se consigue una dispersión de la segunda fase, la fase principal es preferiblemente una fase blanda y uniforme desde el punto de vista de la formalidad. La fracción de volumen es preferiblemente del 85 % o mayor, más preferiblemente del 90 % o mayor, de manera que se evita el deterioro en la capacidad de alargamiento debido a una formación de segunda fase en exceso.

Además, una relación de orientación de la segunda fase y la fase principal también es una materia importante. Como ya se ha mencionado en el mecanismo anterior, el efecto de la presente invención se cree que se correlaciona con el estado de unión de la fase de Fe y la segunda fase. Con relación esto, un eje mayor medio de la segunda fase está preferiblemente en una orientación $\langle 100 \rangle$ o una orientación $\langle 110 \rangle$ de la fase ferrita que está en contacto con la segunda fase. Esta relación de orientación se puede determinar mediante difracción de rayos de electrones usual o similar.

Una segunda fase se describe a continuación. En la presente invención, cuando la segunda fase es una sustancia simple o un compuesto de óxido, sulfuro, carburo, nitruro o un compuesto intermetálico, se obtiene un efecto reseñable. En el caso de un óxido, se pueden emplear los óxidos que incluyen uno o dos de Fe, Mn, Si, Al, Cr, REM, Ti y Nb. En el caso de sulfuros, se pueden emplear sulfuros que incluyen uno o dos de Ti, Mn, Cu, Ca y REM. En el caso de carburos, se pueden emplear carburos que incluyen uno o dos de Fe, Ti, Nb, Si y Cr. En el caso de nitruros, se pueden emplear nitruros que incluyen uno o dos de Fe, Ti, Nb, Al, B y Cr. En el caso de un compuesto intermetálico, se pueden emplear compuestos intermetálicos que incluyan uno o más de Fe, Ti, Nb, Al, Si y Mn. Con respecto al carburo, una composición de perlita que normalmente es observada para el acero, en concreto, una composición de capa que incluye cementita y una fase de ferrita generada debido a una transformación de austenita a alta temperatura es excluida para la presente invención ya que no puede proporcionar un efecto de la presente invención en absoluto. Como el compuesto intermetálico metamórfico, hay Ni, Ni₃Al, Ni₃(Al, Ti), N₂TiAl, Ni₃Ti, Ni₃Mo, Ni₄Mo, Ni₃Nb, Co₃W, Fe₂Mo, Fe₂Ti, Fe₂(Ni, Co) y similares. Los óxidos, sulfuros, carburos nitruros y compuestos intermetálicos mencionados anteriormente son un compuesto normalmente visto en un material de acero, y un compuesto especial no es necesariamente empleado. Sin embargo, un compuesto especial todavía se puede formar en una morfología que cae dentro del campo de la presente invención. El tipo de la fase no está limitado a los anteriormente mencionados ya que sólo los elementos representativos están mencionados anteriormente. Además, la segunda fase que existe en el acero no se limita a un tipo y un caso en el que dos o más tipos son combinados también está incluida en la presente invención. Estos pueden existir independientemente o pueden formar juntos un compuesto. Sin embargo, una fase que no está incluida en la presente invención desde el punto de vista morfológico también puede existir simultáneamente.

La materia importante es la característica morfológica de la segunda fase. Sin embargo, en realidad, hay bastante diferencia en el efecto dependiendo de la segunda fase formada. Se cree que esta diferencia está afectada por el tipo o cantidad de la segunda fase que se puede formar en una lámina de acero; una diferencia de morfología que se puede controlar mediante las condiciones de fabricación como se describe más adelante; y el tipo de la propia segunda fase que también se correlaciona con un estado de unión con la matriz.

Sus efectos no están totalmente clasificados aún, pero desde el punto de vista del fenómeno, la clasificación del tipo preferido de la segunda fase y el elemento que forma la segunda fase se puede hacer como se muestra más adelante. El tipo puede conseguir como sigue: compuesto intermetálico > carburo \approx nitruro > óxido > sulfuro. Sin embargo, este orden se hace sólo estimando el efecto de asumir que la morfología y la cantidad son las mismas, y puede darse el caso en el que asegurar la cantidad o controlar la morfología es difícil dependiendo del método de fabricación o del tipo de la segunda fase. De este modo, este orden es solo a modo de indicación. Con respecto al

efecto de los elementos, se puede mencionar los siguientes puntos. En el caso del óxido se prefieren aquellos que incluyen Fe, Mn y REM; mientras que el Si, Al, Cr, Ti y Nb proporcionan un efecto pequeño. En el caso del sulfuro, son preferidos Mn, Ca y REM; mientras que Ti y Cu proporcionan un efecto pequeño. En el caso de carburo, son preferidos Cr, Ti y Si; mientras que Fe y Nb proporcionan un efecto pequeño. En el caso del nitruro, son preferidos Fe, Ti, B y Cr; mientras que Nb y Al proporcionan un efecto pequeño. En el caso de un compuesto intermetálico, son preferidos Fe, Al, Si y Mn; mientras que el Ti y Nb proporcionan un efecto pequeño.

A continuación, será descrita una región en una dirección de espesor de la lámina de acero empleada en esta memoria con referencia a la Fig. 1. Los términos "capa de superficie de espesor de lámina de 1/8" y "capa de centro de espesor de lámina de 1/4" indican correspondientes regiones mostradas en la Fig. 1. Aquí, una región que corresponde a la "capa de superficie de espesor de lámina de 1/8" está presente en ambas superficies de la lámina de acero, pero aquellas que tienen sólo una "capa de superficie de espesor de lámina de 1/8" en cualquier lado también se incluyen en el campo de la presente invención. Es relativamente fácil proporcionar diferente distribución de nitruro de delante a atrás de la lámina modificando un método de fabricación, y una lámina de acero que tiene diferentes capas de delante a atrás como tal, también pueden estar incluidas en la presente invención. Esto es debido a que un efecto de mejorar una formabilidad uniforme que es el objetivo de la presente invención puede todavía ser conseguido por una capa. Para la fracción de volumen y la densidad de número mencionadas anteriormente, se pueden tomar valores de medida como datos siempre y cuando no parezcan ser anormales, y aquellos que satisfagan los requisitos para la presente invención en regiones específicas de capa de superficie de 1/8 y capa de centro de 1/4 puede emplearse de manera satisfactoria. En la presente, la "posición de espesor de lámina de 1/8" también está incluida en la "capa de superficie de espesor de lámina de 1/8".

La segunda fase que es la característica de la presente invención no está necesariamente dispersada de forma uniforme en todo el área cuando la distribución en una dirección de la lámina de acero se toma en consideración, y puede estar distribuida de forma no uniforme en la dirección de espesor de lámina. Es bastante mejor formar una constitución de múltiples capas que incluye una capa con muchas segundas fases y una capa con menos segundas fases en la dirección del sensor, desde el punto de vista del efecto de la presente invención. Un mecanismo para esto no está claro, peor se cree que una capa con muchas segundas fases y una capa con menos segundas fases restringen la deformación de la otra con lo que se incrementa la medida de endurecimiento de trabajo, y de este modo una deformación local es controlada. Alternativamente se puede pensar que un efecto similar a la relación de restricción entre la segunda fase y la matriz está ocurriendo en macro espacios. En particular, es posible obtener una gran parte del efecto de la presente invención distribuyendo las segundas fases intensivamente en una parte de capa de superficie de la lámina de acero. En concreto, respecto a la fracción de volumen de la segunda fase, (una fracción de volumen de una capa de superficie de espesor de lámina de 1/8)/(una fracción de volumen de capa de centro de espesor de lámina de 1/4) ≥ 10 es preferible, en lo que se refiere a la densidad de número de la segunda fase, (una fracción de volumen de capa de superficie de espesor de lámina de 1/8)/(una fracción de volumen de capa de centro de espesor de lámina de 1/4) ≥ 10 es preferible. Las relaciones son preferibles 20 o más, más concretamente 50 o más, incluso más concretamente 100 o más, incluso más preferiblemente 200 o más. Sin embargo, es necesario ser cuidadoso para no formar demasiadas segundas fases en la parte de capa de superficie debido a que puede causar un defecto de superficie o puede hacer que la lámina se rompa fácilmente.

A continuación, se describirán las características de la lámina de acero que va a ser objetivo de la presente invención. En primer lugar, hay un límite que la presente invención aplica sólo a una lámina de acero que tiene un espesor de lámina de 0,400 mm o menor. Esto es debido a que no hay punto de aplicación de una técnica limitada a un alargamiento uniforme a una lámina de acero que tenga un espesor mayor que en la presente invención debido a que después del trabajado, el moldeado todavía tiene lugar en un cierto grado después de la formación de la constricción debido a la ductilidad local. La técnica se puede utilizar de forma útil en una lámina de acero extra delgada que tenga un espesor de preferiblemente 0,250 mm o menor, más preferiblemente 0,200 mm o menor, incluso más preferiblemente 0,150 mm o menor.

Además, incluso en el caso de material delgado, todavía es posible impartir un cierto grado de alargamiento uniforme a un material duro, y de este modo el campo de aplicación de esta técnica incluye un material duro. Esto es debido a que la segunda fase que proporciona las características de la presente invención produce en endurecimiento en bastante grado. Un material preferido aplicable es una lámina de acero que cumple que una resistencia máxima ≥ 350 MPa y dureza HR30T Rockwell ≥ 54 , de acuerdo con un ensayo de tracción (concretamente un ensayo de tracción realizado con el uso de una muestra de ensayo a tracción que tiene una parte paralelos de 25 mm de anchura y 60 mm de longitud bajo condiciones de una distancia entre las marcas de 50 mm y una velocidad de formación de 5 mm/min) realizado con el uso de una muestra de ensayo a tracción JIS5. Más preferido es una lámina de acero que satisface que resistencia máxima $400 \geq$ MPa y dureza HR30T Rockwell ≥ 57 , e incluso mas preferida es una lámina de acero que cumple que una resistencia máxima ≥ 450 MPa y dureza HR30T Rockwell ≥ 61 . Además, la lámina de acero de la presente invención proporciona las características de satisfacer (alargamiento uniforme) / (alargamiento local) $\geq 1,0$, de acuerdo con un ensayo de tracción realizado con el uso de una muestra de ensayo de tracción JIS5. La relación es preferiblemente de 1,5 o superior, más preferiblemente 2,0 o superior, incluso más preferiblemente 3,5 o superior, incluso más preferiblemente 5,0 o superior. Como se ha mencionado anteriormente, también es característico de la presente invención que el acero tenga una medida de endurecimiento de trabajo grande. El acero satisface que el esfuerzo de fluencia/resistencia máxima $\leq 0,9$, más preferiblemente 0,8 o menor, incluso más preferiblemente 0,7 o menor, incluso más preferiblemente 0,6 o menor, de

acuerdo con un ensayo de tracción realizado con el uso de una muestra de ensayo de tracción JIS5.

Más adelante, se representará un ejemplo preferido del método de fabricación para cada tipo de segunda fase en el acero de la presente invención. En primer lugar, será representado un caso en el que se utiliza un óxido como segunda fase especial. Una realización preferida incluye el laminado y el alargamiento de un óxido mediante laminado en una etapa de laminado en caliente para ser modificado a una forma preferible. Para realizar esto, se requiere cierto grado de cantidad de trabajo, y un espesor de un bloque de acero sometido a fundición está establecido preferiblemente en 50 mm o mayor, más preferiblemente 150 mm o mayor. Con el fin de que el óxido laminado y alargado tenga un tamaño aproximado, un tamaño del óxido antes de ser sometido a laminado y alargamiento está preferiblemente comprendido entre 10 μm y 25 μm . si el tamaño es demasiado pequeño, el laminado y el alargamiento se hacen difíciles, y si el tamaño es demasiado grande, un estado de dispersión espacial después del laminado se hace lineal de este modo no es preferible desde el punto de vista de presentar el efecto de la presente invención. A continuación, es efectivo realizar el laminado a una deformación total real de 0,4 o superior bajo las condiciones de 1000 °C o por encima y a una velocidad de deformación de 1/seg; y después realizar un laminado a una deformación total real de 0,7 o mayor, bajo las condiciones de 1000 °C y una velocidad de deformación de 10/seg o mayor. Un mecanismo para esto no está claro, pero se puede suponer como sigue. En una región de alta temperatura de 1000 °C, el óxido se ablanda y da una pequeña diferencia de dureza cuando se compara con la de la ferrita endurecida. Por lo tanto, el óxido es laminado y alargado mediante laminado y por consiguiente se obtiene un óxido acicular que es preferible para la presente invención. El óxido es apenas laminado y alargado a una temperatura inferior a 1000 °C, tal como 900 °C o inferior, se fisura en parte, y el óxido que tiene una morfología razonable acicular se dispersa a un intervalo apropiado en el lámina de acero. Para el laminado, alargamiento y dispersión apropiadas de tal manera, una temperatura de control después del laminado en caliente, una cantidad de deformación para cada región de temperatura y también una velocidad de deformación de manera que se controle el ablandamiento de la ferrita endurecida por trabajo, también es importante.

Mediante aplicación de temperatura, la cantidad de deformación y las condiciones de velocidad de deformación para el caso del sulfuro, se obtiene un efecto preferible como en el caso del óxido.

A continuación, será ilustrado un caso en el que se utiliza un carburo como segunda fase característica.

En este caso, es posible producir un carburo que tenga una configuración más preferible a partir de C y elementos aditivos que están previamente contenidos en el acero mediante tratamiento de calor o similar en los procesos de fabricación. Sin embargo, en la presente invención, se ilustrará un método de utilización de carburización como la configuración más preferible. Mediante el uso de la carburización, como se ha descrito anteriormente, es posible dispersar la segunda fase característica sólo en la superficie de la placa de acero y la concentración de C aumenta gradualmente; de manera que el carburo que tiene un crecimiento de configuración anisotrópica en una orientación preferida se puede formar fácilmente. La condición incluye después del laminado en frío, realizar un tratamiento de carburización a una temperatura comprendida entre 600 y 700 °C bajo una condición de proporcionar $\{(\text{tiempo de carburización (seg)}) * (\text{temperatura de carburización (}^\circ\text{C)})\} / \{(\text{concentración de gas de carburización (\%)} * (\text{velocidad de enfriamiento en el tratamiento de carburización (}^\circ\text{C/seg)})\} \geq 20$, simultáneamente con o después del templado de recristalización, con lo que se incrementa una cantidad de C en 0,0002 % o más. Si la temperatura está fuera del rango anterior la eficiencia de carburización disminuye a un lado de la temperatura baja, y por el contrario si la temperatura es demasiado alta, la configuración del carburo puede ser fácilmente isotrópica. Bajo una condición en la que $\{(\text{tiempo de carburización (seg)}) * (\text{temperatura de carburización (}^\circ\text{C)})\} / \{(\text{concentración de gas de carburización (\%)} * (\text{velocidad de enfriamiento en el tratamiento de carburización (}^\circ\text{C/seg)})\} \geq 20$ o más, se puede conseguir la configuración preferible de la segunda fase. Básicamente, dado que el carburo puede crecer suficientemente con un tratamiento de enfriamiento gradual a una temperatura elevada durante un largo tiempo mientras se suprime el crecimiento de los núcleos de deposición del carburo en una baja concentración de C, el desarrollo de la segunda fase anisotrópica es notable. Sin embargo, cuando la carburización es realizada a una temperatura elevada durante largo tiempo, el C introducido en el acero a partir de una superficie de la placa alcanza en centro de un espesor de placa dispersándose de manera que la promoción del efecto de la presente invención debido a la estructura de múltiples capas anteriormente descrita desaparece. Por lo tanto, de acuerdo con la condición de carburización, es preferible contralar el valor de la fórmula anterior de manera que solo parte de la superficie sea carburizada. Este valor también depende del espesor de placa y es preferible que sea 500 o menor, más preferible 200 o menor. La condición de atmósfera que incluye el tipo de gas de carburización puede ser generalmente una condición conocida. Además, el método de carburización no está limitado al gas de carburización ilustrado aquí, y se puede aplicar el método de carburización generalmente conocido. Además, el 0,0002 % o más que aumenta la cantidad de C puede parecer muy pequeña como la cantidad aumentada, pero esta cantidad es suficiente para presentar el efecto de la presente invención en consideración de la cantidad aumentada en una capa de superficie de la placa de acero en un material extra delgado.

Además, mediante la aplicación de la condición de carburización a una condición en la que un nitruro obtenido por nitruración es utilizado para la segunda fase, se puede obtener el efecto preferible similar al carburo. A saber, la condición incluye después del laminado en frío, realizar un tratamiento de nitruración a una temperatura comprendida entre 600 y 700 °C bajo una condición de dar $\{(\text{tiempo de nitruración (seg)}) * (\text{temperatura de nitruración (}^\circ\text{C)})\} / \{(\text{concentración de gas de nitruración (\%)} * (\text{velocidad de enfriamiento en el tratamiento de nitruración (}^\circ\text{C/seg)})\} \geq 20$, simultáneamente con o después de un templado de recristalización, con lo que se

incrementa la cantidad de N en 0,0002 % o más. La condición de atmósfera que incluye el tipo de gas de nitruración generalmente puede ser una condición conocida. Además, el método de nitruración no está limitado a la nitruración de gas ilustrada aquí, y generalmente se puede aplicar un método de nitruración conocido similar al caso de la carburización.

5 En el caso de que se utilice un compuesto intermetálico como segunda fase, es apropiado obtener la segunda fase preferible en la presente invención que por enfriamiento gradual a partir de un estado en el que todo o la mayor parte del compuesto intermetálico se disuelva, la formación progresa principalmente por el crecimiento del compuesto intermetálico. Por lo tanto, en la etapa de fabricación de la lámina de acero, el enfriamiento a desde una temperatura de 900 °C o superior, en el que el enfriamiento desde 900 °C a 500°C se realiza a una velocidad de enfriamiento de 10 20 °C/seg o inferior, con lo que se incrementa una fracción de volumen del compuesto intermetálico en el doble o más. Cuando la temperatura antes de empezar el enfriamiento es demasiado baja, la disolución del compuesto intermetálico se hace insuficiente y no se produce el crecimiento después de eso. Además, la velocidad de enfriamiento es demasiado rápida, la frecuencia de generación de núcleos del compuesto intermetálico se hace elevada y no se produce en crecimiento anisotrópico de manera que el compuesto intermetálico isotrópico se forma 15 con una elevada densidad.

Por supuesto, los métodos de fabricación de las distintas segundas fases ilustrados aquí son diferentes dependiendo de los elementos que formen la segunda fase objetivo y las cantidades de la misma y no se limitan a los intervalos descritos anteriormente. Si en tipo de elementos que forma la segunda fase, el tipo y cantidad de segunda fase a ser formada, y la direccionalidad de la configuración a ser controlada son conocidos, las condiciones adecuadas se 20 pueden buscar dentro de una categoría metalúrgica general y no es difícil para una persona experta en la técnica identificar las condiciones a través de varios ensayos.

En la fabricación de una placa de acero delgada, el relaminado en frío se puede realizar después del templado de recristalización para un ajuste de dureza o ajuste de espesor de placa. La reducción de laminado comprendida entre 25 aproximadamente varios % cerca de la caja de laminación ("skin-pass") que se realiza para el ajuste de forma hasta el 50% o más similar a un laminado en frío es utilizada en la práctica. En el caso en el que un método de relaminado en frío se aplique a la presente invención, el efecto de la presente invención no se daña. Sin embargo, si la reducción de laminado es demasiado alta, un valor absoluto de alargamiento uniforme se hace pequeño. Además, una cantidad endurecida de trabajo en una región de alargamiento uniforme se hace pequeña de manera que no es un método preferible considerando la aplicación del efecto de la presente invención. La reducción de laminado es 30 preferiblemente el 30 % o menor, más preferiblemente el 20 % o menor, más preferiblemente el 10 % o menor, y los más preferible el 3 % o menor.

El efecto de la presente invención no depende de la historia de calor y la historia de fabricación, después del ajuste de componente y antes del templado. Dado que un bloque en caso de realizar un laminado en caliente no está limitado a un método de fabricación tal como un proceso de fundición continuo y no depende de la historia de calor 35 hasta alcanzar un laminado en caliente, el efecto de la presente invención se puede conseguir incluso con un método de recalentamiento del bloque, método CC-Cr laminado en caliente directamente el bloque fundido sin recalentar, y una fundición de bloque delgado omitiendo el laminado grosero o similar. Además, en efecto de la presente invención se puede obtener incluso con una laminado de región de fase doble que tenga una temperatura de acabado de fases $\alpha + \gamma$ y un laminado en caliente continua que lamina conectando una barra gruesa, sin que 40 depender de una condición de laminado en caliente.

Además, el acero de la presente invención es particularmente preferible cuando se utiliza para un miembro que tiene una parte soldada, debido a una propiedad de deformación uniforme en una parte afectada por calor es mejorada y se suprime la ocurrencia de una parte constreñida.

45 La placa de acero de la presente invención se puede utilizar con un tratamiento de superficie. El tratamiento de superficie incluye aplicar estaño, cromo (libre de estaño), Ni, cinc, aluminio o similar que generalmente se realiza durante la formación de la placa de metal. El efecto de la presente invención se puede obtener con respecto a una palca primitiva para una placa de acero estratificada recubierta con una película orgánica que se utiliza recientemente.

50 La placa de acero de la presente invención se puede utilizar generalmente para aparatos eléctricos, componentes electrónicos, materiales de arquitectura, o recipientes de metal, y también se puede utilizar en otras aplicaciones si el uso de la misma incluye la tarea similar a la materia descrita anteriormente.

Ejemplos

55 Los aceros que incluyen los componentes mostrados en la Tabla 1 fueron sometidos a laminado en caliente, laminado en frío, templado de recristalización y relaminado en frío para fabricar diversas láminas de acero, y después se realizaron diversos ensayos para la evaluación. La observación de la segunda fase se realizó a través de una sección transversal de la lámina de acero, una película delgada de la lámina de acero, replica extraída y residuos extraídos por electrolisis, con el uso de un SEM y un TEM. Además, los elementos contenidos en la segunda fase fueron sometidos a un análisis cualitativo utilizando EDX. Las propiedades del material fueron

medidas mediante un ensayo de tracción en una dirección de laminado con una muestra de tracción de JIS5 y una dureza de superficie de Rockwell.

Los resultados de medida y las evaluaciones se muestran en las tablas 2 a 5. El significado de los términos en las tablas es como sigue:

- 5 “Eje mayor medio” y “eje menor medio”: estos significan valores obtenidos cada uno cuando un número suficiente de segundas fases que cumplen las condiciones de un eje mayor medio de 10, μm o mayor, un eje menor medio de 0,05 μm o mayor y un eje mayor medio / eje menor medio $\geq 2,0$ fue sometido a una medida de manera que se evita proporcionar el sesgo.
- 10 “Eje mayor medio / eje menor medio”: es una relación de “eje mayor medio “ y “eje menor medio”. El valor es un índice que muestra un grado de anisotropía del óxido es la raíz de proporcionar los efectos de la presente invención.
- “Elementos contenidos”: elementos detectados a partir de la segunda fase que representa las características de la presente invención.
- 15 “Orientación”: relación entre una dirección de eje mayor medio de la segunda fase y una orientación de cristal de una fase principal que está en contacto con la segunda fase. En el caso de relación con una orientación, se refiere a una orientación de cristal de la fase principal.
- 20 “Deformabilidad de borde”: un cuerpo de latas de tres piezas cada una preparada rebordeando y soldando una lámina plana a una forma cilíndrica se preparó en un número de 10.000 piezas. Después, cada una de ellas fue sometida a una formación de borde utilizando un troquel y un molde. Como resultado cuando todas las latas fueron formadas adecuadamente en el borde sin causar daño, fueron clasificadas como “pasa”, y cuando incluso 1 se rompía 1, fueron denominadas como “fallo”.
- “Evaluación”: clasificada como Nivel Normal: C, excelente: B, Notablemente excelente: A. Aquellas evaluadas como A y B fueron aceptadas como la presente invención.
- 25 (Ejemplo 1) Los resultados experimentales cuando se utilizó óxido como la segunda fase se muestran en la Tabla 2. Una forma de óxido fue controlada principalmente por un tamaño del óxido dependiendo de una condición de fundición y una medida de laminado y alargamiento dependiendo de una condición de laminado en caliente. “Una densidad de número” del óxido fue determinada mediante la observación a través de la sección con un SEM. Se confirmó que se consiguió un alargamiento bueno y uniforme controlando el estado de óxido dentro del campo de la invención.
- 30 (Ejemplo 2) Los resultados experimentales cuando se utilizó sulfuro como la segunda fase se muestran en la Tabla 3. Una forma de sulfuro fue controlada principalmente mediante un tamaño del sulfuro dependiendo de una condición de fundición y una medida de laminado y alargamiento dependiendo de una condición de laminado en caliente. “Una densidad de número” de sulfuro fue determinada mediante la observación de la sección trasversal con un TEM. Se confirmó que se consiguió un alargamiento bueno uniforme controlando el estado del sulfuro que está dentro del campo de la presente invención.
- 35 (Ejemplo 3) Los resultados experimentales cuando se utilizó carburo o nitruro como segunda fase se muestran en la Tabla 4. Una forma de carburo o nitruro fue controlada principalmente mediante una condición de carburización o una condición de nitruración. Toda la “lámina base” de este Ejemplo son láminas de acero sometidas a recristalización y templado a 700°C. Para la comparación también se mostraban las propiedades de una lámina sometida a un relaminado en frío sólo y no a un tratamiento de carburización o nitruración y preparada para tener el mismo grado de dureza a las sometidas a tratamiento de carburización o de nitruración. La observación del carburo o nitruro se hizo en un espesor de lámina de 1/8 y en el centro del espesor de lámina. El “número de densidad” del carburo o nitruro se determinó observando el residuo que quedaba cuando una capa de superficie de espesor de lámina de 1/8 o una capa de centro de espesor de lámina de 1/4 fueron electrolizadas, utilizando un SEM. En la
- 40 Tabla 4, la “fracción de volumen” y la “densidad de número” descritos con respecto a la segunda fase y los valores descritos con relación a la fase principal son calores para la superficie de capa de espesor de lámina de 1/8. Se confirmó que se consiguió un alargamiento bueno y uniforme controlando el estado del sulfuro que está dentro del campo de la presente invención.
- 45 (Ejemplo 4) Los resultados experimentales cuando se utilizó un compuesto intermetálico como segunda fase se muestran en la Tabla 5. Se utilizó Ni_3Al como compuesto intermetálico. Una forma de Ni_3Al fue controlada principalmente mediante una condición de recristalización y templado particularmente controlada por un grado de fusión dependiendo de una temperatura de templado, y por la nucleación/crecimiento de cristal producido por un proceso de enfriamiento realizado después. Todas las “láminas base” de este Ejemplo son láminas de acero laminadas en frío y nada más. Una “densidad de número “ de Ni_3Al fue determinada mediante la observación con TEM. Cuando se hizo la comparación con las láminas de acero distintas de las láminas de los Ejemplos 1 a 4, se confirmó que se obtuvieron buenas características controlando el estado del compuesto intermetálico para estar
- 50 dentro del campo de la presente invención.
- 55

TABLA 1

Acero	Componentes (% en masa)														Nota	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	B	REM	Cu	Ca		Ni
a1	0,008	0,03	0,1	0,004	0,023	0,0009	0,0022	0,016	-	-	0,0025	-	0,02	-	0,01	0,03
a2	0,002	0,003	0,3	0,008	0,002	0,0018	0,0025	0,025	0,002	-	-	-	0,06	0,002	0,01	2,2
a3	0,0011	0,02	0,2	0,015	0,018	0,0088	0,0014	0,065	-	0,002	-	-	-	-	-	-
a4	0,0035	0,01	0,05	0,011	0,008	0,0032	0,002	0,048	0,003	0,075	-	-	0,01	-	-	-
b1	0,0006	≤ 2,0	0,77	0,016	0,039	0,023	0,0025	0,002	-	0,001	0,0002	0,12	0,25	0,01	0,3	-
b2	0,0015	1,8	≤ 2,0	0,033	0,093	0,044	0,0025	-	0,005	-	0,0009	-	-	0,25	0,05	-
b3	0,0095	0,58	0,34	0,005	0,048	0,068	0,0041	0,001	0,002	-	-	0,68	-	0,06	-	0,08
b4	0,0062	0,05	0,1	0,043	0,055	0,055	0,0018	0,005	0,011	0,002	-	-	1,5	-	0,8	-
c1	0,0288	0,01	0,1	0,024	0,011	0,001	0,0046	0,009	0,21	0,002	-	-	-	-	0,05	0,06
c2	0,002	0,01	0,1	0,024	0,011	0,001	0,0046	0,009	0,21	0,002	-	-	-	-	0,05	0,06
c3	0,086	0,07	0,2	0,013	0,015	0,046	0,0034	0,004	-	-	-	-	-	-	-	10,3
c4	0,0012	0,07	0,2	0,013	0,015	0,046	0,0034	0,004	-	-	-	-	-	-	-	10,3
c5	0,021	0,006	≤ 2,0	0,016	0,004	0,033	0,022	0,003	-	0,002	-	-	0,01	0,02	-	0,38
c6	0,021	0,006	≤ 2,0	0,016	0,004	0,033	0,0018	0,003	-	0,002	-	-	0,01	0,02	-	0,38
c7	0,046	0,02	1,3	0,011	0,009	1,7	0,085	-	0,013	0,015	-	-	-	-	0,03	3,79
c8	0,046	0,02	1,3	0,011	0,009	1,7	0,014	-	0,013	0,015	-	-	-	-	0,03	3,79
d1	0,002	0,02	0,21	0,003	0,001	1,8	0,0021	-	0,01	0,003	-	-	-	-	3,8	-
d2	0,0031	0,21	0,31	0,007	0,002	≤ 3,0	0,0022	-	0,03	-	-	-	-	-	6,6	0,52

TABLA 2

Nº	Acero	bloque		Condiciones de laminado en caliente		Después de laminado en frío					La segunda fase					elementos contenidos
		espesor del bloque fundido	diámetro de óxido	*1	*2	velocidad de laminado en frío	temperatura de templado	relaminado en frío	espesor de lámina	eje mayor medio	eje menor medio	eje mayor medio/eje menor medio	fracción de volumen	densidad de número		
				mm	µm										%	
1	a1	250	15	1,5	2,5	91,3	650	8,0	0,2	1,00	0,18	5,6	0,08	0,08	Fe, Mn, B	
2	a1	250	15	0,2	0,5	92,0	650	8,0	0,2	0,57	0,22	2,6	0,02	0,02	Fe, Mn, B	
3	a2	250	5	1,0	3,0	91,5	700	5,0	0,17	0,34	0,12	2,8	0,06	0,7	Fe, Mn, Cr	
4	a2	250	20	1,0	3,0	91,5	700	5,0	0,17	0,44	0,09	4,9	0,15	3,1	Fe, Mn, Cr	
5	a2	50	30	0,5	0,5	91,5	700	5,0	0,17	0,57	0,25	2,3	0,01	<0,01	Fe, Mn, Cr	
6	a3	200	5	0,9	2,1	92,5	700	20,0	0,15	0,27	0,09	3,0	0,12	4	Fe, Mn	
7	a3	200	20	0,9	2,1	92,5	700	20,0	0,15	1,38	0,24	5,8	0,35	0,11	Fe, Mn	
8	a3	30	20	0,3	0,5	92,5	700	20,0	0,15	0,77	0,31	2,5	0,03	< 0,01	Fe, Mn	
9	a4	250	20	0,3	0,3	92,7	740	15,0	0,22	1,31	0,47	2,8	0,11	<0,01	Fe, Mn, Nb	
10	a4	250	20	1,6	2,5	92,7	740	15,0	0,22	1,10	0,24	4,6	0,27	0,11	Fe, Mn, Nb	

*1: Deformación real total bajo condiciones de 1000°C o por encima, y una velocidad de deformación de 1/seg o superior

*2: Deformación real total bajo condiciones de 1000°C o por debajo, y una velocidad de deformación de 10/seg o superior

TABLA 2 (Continuación)

Nº	Acero	Fase Principal		Características		TEL	HR30T	UEL/LEL	YS/TS	Formabilidad de borde	Evaluación
		fracción de volumen %	orientación	YS	TS						
1	a1	> 95	-	MPa 300	MPa 360	% 35	54	0,94	0,83	buena	B ejemplo de la invención
2	a1	> 95	-	310	340	24	53	0,33	0,91	mala	C ejemplo comparativo
3	a2	> 95	-	294	355	21	55	0,76	0,83	buena	B ejemplo de la invención
4	a2	> 95	-	292	372	18	57	1,22	0,78	buena	A ejemplo de la invención
5	a2	> 95	-	290	330	22	53	0,77	0,88	mala	C ejemplo comparativo
6	a3	> 95	-	455	465	3	65	0,67	0,98	buena	B ejemplo de la invención
7	a3	> 95	-	440	460	2	65	3,00	0,96	buena	A ejemplo de la invención
8	a3	> 95	-	438	438	1	62	0,50	1,00	mala	C ejemplo comparativo
9	a4	> 95	-	346	386	15	58	0,33	0,90	buena	B ejemplo de la invención
10	a4	> 95	-	360	415	6	60	2,33	0,87	buena	A ejemplo de la invención

TABLA 3

Nº	Acero	bloque		Condiciones de laminado en caliente		Después de laminado en frío					La segunda fase					elementos contenidos
		espesor del bloque fundido	diámetro de óxido	*1	*2	velocidad de laminado en frío	temperatura de templado	relaminado en frío	espesor de lámina	eje mayor medio	eje menor medio	eje mayor medio/eje menor medio	fracción de volumen	densidad de número		
															mm	
11	b1	200	10	1,0	2,0	92,4	700	0,5	0,19	0,60	0,15	4,0	0,06	0,04	Mn, Cu	
12	b1	200	10	0,2	0,4	92,4	700	0,5	0,19	0,40	0,20	2,0	0,04	0,01	Mn, Cu	
13	b2	250	50	2,0	2,6	93,3	680	1,5	0,12	1,28	0,30	4,3	0,15	0,009	Mn, Ca	
14	b2	250	50	1,0	1,3	93,3	680	1,5	0,12	1,10	0,30	3,7	0,13	0,006	Mn, Ca	
15	b2	50	20	0,5	0,5	93,3	680	1,5	0,12	0,41	0,15	2,7	0,05	0,015	Mn, Ca	
16	b3	100	30	1,0	2,0	80,0	650	1,0	0,24	1,05	0,15	7,0	0,09	0,032	REM, Mn	
17	b3	100	30	0,0	0,0	80,0	650	1,0	0,24	0,88	0,36	2,4	0,01	< 0,001	REX, Mn	
18	b4	250	15	1,5	3,0	91,4	740	7,0	0,19	0,45	0,12	3,8	0,09	0,07	Cu, Ti, Mn	
19	b4	250	15	0,0	3,0	91,4	740	7,0	0,19	0,25	0,12	2,1	0,05	0,06	Cu, Ti, Mn	
20	b4	250	15	1,5	0,0	91,4	740	7,0	0,19	0,44	0,10	4,4	0,07	0,04	Cu, Ti, Mn	
21	b4	250	15	0,0	0,0	91,4	740	7,0	0,19	0,40	0,19	2,1	0,02	0,007	Cu, Ti, Mn	
22	b4	20	2	0,3	1,5	91,4	740	7,0	0,19	0,27	0,09	3,0	0,01	0,021	Cu, Ti, Mn	

*1: Deformación real total bajo condiciones de 1000°C o por encima y una velocidad de deformación de 1/seg o superior

*2: Deformación real total bajo condiciones de 1000°C o por debajo y una velocidad de deformación de 10/seg o superior

TABLA 3 (Continuación)

Nº	Acero	Fase Principal		Características			Formabilidad de borde					Evaluación	
		fracción de volumen %	orientación	YS	TS	UEL	LEL	TEL	HR30T	UEL/LEL	YS/TS		
11	b1	> 95	-	MPa 498	MPa 693	% 9	% 6	% 15	74	1.5	0.72	A	ejemplo de la invención
12	b1	> 95	-	512	701	7	8	15	74	0.88	0.73	C	ejemplo comparativo
13	b2	> 95	-	497	677	12	6	18	72	2.00	0.73	A	ejemplo de la invención
14	b2	> 95	-	523	665	9	6	15	71	1.50	0.79	A	ejemplo de la invención
15	b2	> 95	-	530	682	7	9	16	72	0.78	0.78	B	ejemplo de la invención
16	b3	> 95	-	229	382	19	11	30	57	1.73	0.60	A	ejemplo de la invención
17	b3	> 95	-	240	395	14	17	31	58	0.82	0.61	C	ejemplo comparativo
18	b4	> 95	-	315	364	17	7	24	56	2.43	0.87	A	ejemplo de la invención
19	b4	> 95	-	320	377	9	14	23	55	0.64	0.85	B	ejemplo de la invención
20	b4	> 95	-	322	359	12	14	26	55	0.86	0.90	A	ejemplo de la invención
21	b4	> 95	-	316	344	5	16	21	53	0.31	0.92	C	ejemplo comparativo
22	b4	> 95	-	300	340	5	15	20	54	0.33	0.88	C	ejemplo comparativo

TABLA 4

Nº	acero	condición de carburización y condición de nitruración							después de carburización o nitruración							La segunda fase						
		espesor de lámina base	temperatura	tiempo	tipo de gas	concentración de gas de nitruración	velocidad de enfriamiento	*1	relamina-do en frío	espesor de lámina	eje mayor medio	eje menor medio	eje mayor medio/eje menor medio	fracción de volumen	*2	densidad de número	*3	elementos contenidos				
		mm	°C	seg		%	°C/seg		%	mm	µm	µm	µm	%	número/µm ²							
23	c1	0,20	550	10	CO	30	30	6	1,0	0,20	2,20	0,20	11,0	3,2	310	0,34	430	Fe, Ti				
24	c1	0,20	550	600	CO	10	10	> 1000	1,0	0,20	2,50	0,70	3,6	4,1	53	0,03	7,9	Fe, Ti				
25	c2	0,24	-	-	-	-	-	-	15,0	0,20	0,30	0,11	2,7	< 0,01	-	< 0,001	-	-				
26	c3	0,10	600	5	CO	20	70	2	1,0	0,10	1,60	0,40	4,0	12,0	>	0,67	>	Cr				
27	c3	0,10	600	60	CO	2	2	> 1000	1,0	0,10	2,10	0,50	4,2	6,0	120	0,08	80	Cr, Fe				
28	c4	0,11	-	-	-	-	-	-	10,0	0,10	0,15	0,07	2,1	< 0,01	-	< 0,001	-	-				
29	c5	0,15	600	2	NH ³	20	2	30	1,0	0,15	8,50	0,50	17,0	5,4	500	0,03	650	Fe				
30	c5	0,15	600	0,5	NH ³	40	0,2	38	1,0	0,15	530	1,2	4,4	2,5	50	0,002	30	Fe				
31	c6	0,18	-	-	-	-	-	-	15,0	0,15	0,22	0,09	2,4	< 0,01	-	< 0,001	-	-				
32	c7	0,33	650	20	NH ³	5	5	520	1,0	0,33	15,0	2,10	7,1	1,9	250	0,001	200	Fe, Al, Ti, Cr				
33	c7	0,33	650	1200	NH ³	0,2	2	> 1000	1,0	0,33	11,0	3,00	3,7	0,9	1,5	< 0,001	3	Fe, Al				
34	c8	0,39	-	-	-	-	-	-	15,0	0,33	0,15	0,06	2,5	0,02	1,0	0,34	1	Al, Ti				

*1: ((tiempo de carburización (seg)) * (temperatura de carburización (°C))) / ((concentración de gas de carburización (%)) * (velocidad de enfriamiento en el tratamiento de carburización (°C/seg)))

*2: (una fracción de volumen de capa de superficie de espesor de lámina de 1/8) / (una fracción de volumen de capa de centro de espesor de lámina de 1/4)

*3: (una densidad de número de capa de superficie de espesor de lámina de 1/8) / (una densidad de número de capa de centro de espesor de 1/4)

TABLA 4 (Continuación)

Nº	Acero	Fase Principal		Características		Formabilidad de borde					Evaluación		
		fracción de volumen %	orientación	YS	TS	UEL	LEL	TEL	HR30T	UEL/LEL		YS/TS	
23	c1	90	<110>	MPa 302	MPa 442	% 16	% 8	% 24	62	2,00	0,68	A	ejemplo de la invención
24	c1	85	<100>	320	411	10	10	20	60	1,00	0,78	B	ejemplo de la invención
25	c2	> 95	-	382	409	2	10	12	62	0,20	0,93	C	ejemplo comparativo
26	c3	70	<110>	355	465	17	2	19	67	8,50	0,76	A	ejemplo de la invención
27	c3	90	<100>	386	405	15	6	21	65	2,50	0,95	B	ejemplo de la invención
28	c4	> 95	-	399	434	10	15	25	65	0,67	0,92	C	ejemplo comparativo
29	c5	95	<100>	551	638	18	2	20	70	9,00	0,86	A	ejemplo de la invención
30	c5	> 95	<100>	544	600	12	6	18	70	2,00	0,91	B	ejemplo de la invención
31	c6	> 95	-	570	588	5	12	17	70	0,42	0,97	C	ejemplo comparativo
32	c7	> 95	<100>	540	687	11	3	14	74	3,67	0,79	A	ejemplo de la invención
33	c7	> 95	<100>	573	644	7	9	16	73	0,78	0,89	B	ejemplo de la invención
34	c8	> 95	-	612	638	3	7	10	72	0,43	0,96	C	ejemplo comparativo

TABLA 5

Nº	Acero	Condición de Templado				Después del Templado				La segunda fase				
		espesor de lámina base	temperatura	tiempo	velocidad de enfriamiento	relaminado en frío	espesor de lámina	eje mayor medio	eje menor medio	eje mayor medio / eje menor medio	fracción de volumen	*1	densidad de número	
														mm
35	d1	0,15	950	60	50	1,0	0,15	0,14	0,06	2,3	0,2	1,8	3,8	
36	d1	0,15	950	60	10	1,0	0,15	0,32	0,08	4,0	0,8	2,9	4,6	
37	d2	0,35	1100	30	20	1,0	0,35	0,27	0,08	3,4	1,1	5,3	7,2	
38	d2	0,35	1100	30	5	1,0	0,35	0,82	0,13	6,3	2,4	8,8	1,7	

*1: relación de fracción de volumen aumentada después del templado de recristalización

TABLA 5 (Continuación)

Nº	Acero	Fase Principal fracción de volumen %	Principal orientación	Características		LEL	TEL	HR30T	UEL/LEL	YS/TS	Formabilidad de borde	Evaluación
				YS	TS							
35	d1	> 95	<110>	MPa 775	MPa 809	% 5	% 15	82	2,00	0,96	buena	B ejemplo de la inversión
36	d1	> 95	<100>	476	624	3	17	73	4,67	0,76	buena	A ejemplo de la inversión
37	d2	95	<100>	479	660	5	22	76	3,40	0,73	buena	A ejemplo de la inversión
38	d2	91	<110>	370	531	3	25	70	7,33	0,70	buena	A ejemplo de la inversión

Aplicación industrial

De acuerdo con la presente invención, se puede obtener un material duro, extra delgado, que presenta una capacidad de alargamiento más uniforme a la vez que se evita que ocurra la deformación local (constricción) en una región altamente deformada, incluso si se emplean la misma resistencia y el mismo alargamiento total.

5

10

REIVINDICACIONES

- 5 1. Una lámina de acero dura, extra-delgada que tiene un espesor de lámina de 0,400 mm o menor, que comprende, en % en masa,
- 10 C: 0,800 % o menos;
N: 0,600 % o menos;
Si: 2,0 % o menos;
Mn: 2,0 % o menos;
P: 0,10 % o menos;
S: 0,100 % o menos;
Al: 3,0 % o menos;
- 15 opcionalmente uno o más seleccionados de
- 20 O: 0 a 0,200 %;
Ti: 0 a 4,00 %;
Nb: 0 a 4,00 %;
REM: 0 a 4,00 %;
B: 0 a 0,0300 %;
Cu: 0 a 8,00 %;
Ca: 0 a 1,00 %;
Ni: 0 a 8,00 %;
- 25 Cr: 0 a 20,00 %, y Sn, Sb, Mo, Ta, V y W cada uno en una cantidad de 0,10 % o menor, y siendo el resto Fe e impurezas inevitables, en la que la lámina de acero dura, extra-delgada contiene 0,05 % o más, en fracción de volumen, de una segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,10 μm o mayor y un eje menor medio de 0,05 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio / eje menor medio $\geq 2,0$
- 30 en la que la segunda fase es una sustancia simple de un compuesto de óxido, sulfuro, carburo, nitruro o un compuesto intermetálico.
- 35 2. La lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la Reivindicación 1, en la que la densidad de número de la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que satisface que eje mayor medio / eje menor medio $\geq 2,0$ es de 0,001 piezas/ μm^3 o mayor cuando se mide una dispersión espacial, o de 0,01 piezas/ μm^2 o mayor cuando se observa una sección transversal de la lámina de acero.
- 40 3. La lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la Reivindicación 1, en la que la fase principal es una fase de ferrita de Fe cuya fracción de volumen es del 80 % o superior.
- 45 4. La lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la Reivindicación 3, en la que la dirección del eje mayor medio de la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio / eje menor medio $\geq 2,0$ en la orientación <100> o la orientación <110> de la fase ferrita que está en contacto con la segunda fase.
- 50 5. La lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la Reivindicación 1, en la que la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio / eje menor medio $\geq 2,0$ es un óxido que incluye uno o dos tipos de Fe, Mn, Si, Al, Cr, REM, Ti y Nb, en la que la lámina de acero dura, extra-delgada incluye, en % en masa
- 55 Mn: 0,05 % a 2,0 %;
Al: 0,010 % o menos; y
Si: 1,5 % o menos
- 60 6. La lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la Reivindicación 1, en la que la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio / eje menor medio $\geq 2,0$ es un sulfuro que incluye uno o dos tipos de Ti, Mn, Cu, Ca y REM, en la que, la lámina de acero dura, extra-delgada incluye, en % en masa,
- 65 Mn: 0,05 a 2,0 %; y
S: 0,015 a 0,100 %.
7. La lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la Reivindicación 1, en la que la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio / eje menor medio $\geq 2,0$ es un carburo que incluye uno o dos tipos de Fe, Ti, Nb, Si y Cr, en la que la lámina de acero dura, extra-delgada incluye, en % en masa,

C: 0,0050 a 0,100 %, y
Si: 1,5 % o menos

- 5 8. La lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la Reivindicación 1, en la que la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio / eje menor medio $\geq 2,0$ es un nitruro que incluye al menos uno o dos tipos de Fe, Ti, Nb, Al, B y Cr, en la que la lámina de acero dura, extra-delgada incluye en % en masa,
- 10 N: 0,0050 a 0,100 %, y
Si: 1,5 % o menos
- 15 9. La lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la Reivindicación 1, en la que la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio / eje menor medio $\geq 2,0$ es un compuesto intermetálico que incluye al menos uno o dos tipos de Fe, Ti, Nb, Al, Si y Mn.
- 20 10. La lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la Reivindicación 1, en la que una fracción de volumen de la segunda fase que tiene un eje mayor medio de 0,5 μm o mayor y un eje menor medio de 0,1 μm o mayor y que cumple que eje mayor medio / eje menor medio $\geq 2,0$ cumple también que (una fracción de volumen de capa de superficie de espesor de lámina de 1/8) / (una fracción de volumen de capa de centro de espesor de lámina de 1/4) ≥ 10 o (una densidad de número de capa de superficie de espesor de lámina de 1/8) / (una densidad de número de capa de centro de espesor de lámina de 1/4) ≥ 10 .
- 25 11. La lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la Reivindicación 1, que satisface que la máxima resistencia ≥ 350 MPa y dureza de Rockwell HR30T ≥ 54 o alargamiento uniforme / alargamiento local $\geq 1,0$ o esfuerzo de fluencia / resistencia máxima $\leq 0,9$, de acuerdo con un ensayo de tracción realizado con el uso de una muestra de ensayo de tracción que tiene una parte paralela de 25 mm de anchura y 60 mm de longitud con una distancia entre marcas de 50 mm a una velocidad de deformación de 5 mm/min.
- 30 12. Un método de fabricación de la lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la reivindicación 5, que comprende:
- 35 después de laminar una pieza semiterminada de acero que tiene un espesor de 50 mm o superior y que contiene óxido con un diámetro medio de 10 μm a 25 μm , a 600 °C o por encima,
- realizar el laminado a una deformación real total de 0,4 o mayor, bajo condiciones de 1000 °C o por encima y una velocidad de deformación de 1/seg o superior, y después
- 40 realizar el laminado a una deformación real total de 0,7 o superior, bajo condiciones de 1000 °C o por debajo, y una velocidad de deformación de 10/seg o superior de manera que se reduce un espesor de lámina a 0,400 mm o menor.
- 45 13. Un método de fabricación de la lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la reivindicación 6, que comprende:
- después de laminar en caliente una pieza semiterminada de acero que tiene un espesor de 50 mm o superior y que contiene sulfuro con un diámetro medio de 10 μm a 25 μm , a 600 °C o por encima,
- 50 realizar el laminado a una deformación real total de 0,4 o superior, bajo condiciones de 1000 °C o por encima y una velocidad de deformación de 1/seg o superior, y después
- realizar el laminado a una deformación real total de 0,7 o superior, bajo condiciones de 1000 °C o por debajo y una velocidad de deformación de 10/seg o superior de manera que se reduce el espesor de lámina a 0,400 mm o menor.
- 55 14. Un método de fabricación de la lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la reivindicación 7, que comprende:
- 60 después del laminado en frío, realizar un tratamiento de carburización a una temperatura comprendida entre 600 y 700 °C bajo una condición de proporcionar $\{(\text{tiempo de carburización (seg)}) * (\text{temperatura de carburización (°C)})\} / \{(\text{concentración de gas de carburización (\%)}) * (\text{velocidad de enfriamiento en el tratamiento de carburización (°C/seg)})\} \geq 20$, simultáneamente con o después de un templado de recristalización, con lo que se incrementa la cantidad de C en 0,0002 % o más.
- 65

15. Un método de fabricación de la lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la reivindicación 8, que comprende:

5 después del laminado en frío, realizar un tratamiento de carburización a una temperatura comprendida entre 600 y 700 °C bajo una condición de proporcionar $\frac{\{\text{tiempo de nitruración (seg)}\} * (\text{temperatura de nitruración (}^\circ\text{C)})}{\{\text{concentración de gas de nitruración (\%)}\} * (\text{velocidad de enfriamiento en el tratamiento de nitruración (}^\circ\text{C/seg)})} \geq 20$, simultáneamente con o después de un templado de recristalización, con lo que se incrementa la cantidad de N en 0,0002 % o más.

- 10 16. Un método de fabricación de la lámina de acero dura, extra-delgada de acuerdo con la reivindicación 9, que comprende:

15 realizar el enfriamiento desde una temperatura de 900 °C o superior durante la etapa de fabricación de la lámina de acero, en la que el enfriamiento desde 900 °C hasta 500 °C se realiza a una velocidad de enfriamiento de 20 °C/seg o inferior, con lo que se aumenta una fracción de volumen del compuesto intermetálico en 2,0 veces o más.

20

FIG. 1

