

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 688 180**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/04	(2006.01)	C22C 38/50	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)	C22C 38/06	(2006.01)		
C22C 38/54	(2006.01)	C22C 38/08	(2006.01)		
C21C 7/04	(2006.01)	C22C 38/12	(2006.01)		
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/16	(2006.01)		
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/22	(2006.01)		
C21D 8/04	(2006.01)	C22C 38/24	(2006.01)		
C21C 7/06	(2006.01)	C22C 38/26	(2006.01)		
C21C 7/068	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)		
C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/42	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **24.04.2014 PCT/JP2014/061573**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **30.10.2014 WO14175381**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **24.04.2014 E 14788723 (6)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **08.08.2018 EP 2990500**

54 Título: **Hoja de acero**

30 Prioridad:

25.04.2013 JP 2013092408

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

31.10.2018

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

**MOROHOSHI TAKASHI;
ARAMAKI TAKASHI y
ZEZE MASAFUMI**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 688 180 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

Hoja de acero

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a una hoja de acero al carbono en la que una cantidad de C es superior al 0,25 % o inferior al 0,50 % en términos de % en masa, y particularmente se refiere a la hoja de acero al carbono que será moldeada mediante perforación, expansión de abertura, forjado o similares.

Antecedentes de la técnica

10 Cuando un componente mecánico que tiene una forma compleja se fabrica convencionalmente, en muchos casos, cada uno de una pluralidad de componentes, se fabrica primero individualmente y, luego, se combina para obtener la forma del producto. En este caso, las piezas que tienen una forma compleja, tal como un engranaje, a menudo se cortan antes de combinarse. Por otra parte, en los últimos años, con el fin de reducir los costes de fabricación, se promueve la formación de componentes que tienen una forma similar a la del producto mediante perforación, expansión de abertura, forjado o similares. Como resultado, se pueden reducir varios componentes y la fabricación se puede realizar con menos procesos. Cuando se aplica una gran deformación, se emplea un trabajo en caliente en el que la resistencia a la deformación es baja, y cuando es necesario trabajar con buena precisión de forma, se emplea un trabajo en frío. Si se trabaja la hoja de acero para que tenga una forma compleja similar a la del producto, la hoja de acero necesita una mejor maleabilidad que en el caso convencional en el que se fabrica cada una de una pluralidad de piezas y, posteriormente, se combinan. Es decir, en una hoja de acero convencional, si la hoja de acero se perfora, se expande o se forja para que tenga una forma compleja, la hoja de acero puede craquearse o la precisión dimensional del producto puede deteriorarse. Además, por supuesto, el producto, después de trabajado, puede requerir propiedades tales como tenacidad, fuerza, resistencia al desgaste igual o mayor que la técnica convencional. Para resolver dichos problemas, los documentos de patente 1 a 3 proponen técnicas como se indica a continuación.

25 El documento de patente 1 propone un engranaje de asiento reclinable de acero cuya materia prima es una hoja de acero excelente en relación de alargamiento por tracción con muescas, en la que C: 0,15 % a 0,50 % y S: 0,01 % o menos en términos de % en masa, y en la que se cumple una relación $[\% P] \leq 6 \times [\% B] + 0,005$. El documento de patente 1 se centra en una fuerte correlación entre la capacidad de perforación y la relación de alargamiento por tracción con muescas, y propone que la relación de alargamiento por tracción con muescas y la capacidad de perforación puede mejorarse aumentando el tamaño de grano de un carburo disperso en la hoja de acero.

30 El documento de patente 2 propone un acero con alto contenido de carbono que incluye C: 0,70 % a 1,20 % en términos de % en masa, y en el que se controla un tamaño de grano de carburo disperso en matriz de ferrita. Dado que se mejora la relación de alargamiento por tracción con muescas del acero, que tiene una estrecha relación con la capacidad de perforación, el acero es de una excelente capacidad de perforación. Además, dado que una configuración de MnS se controla mediante la inclusión adicional de Ca en el acero, se mejora aún más la capacidad de perforación del acero.

35 El documento de patente 3 propone un acero para engranaje con excelente capacidad de forjado en frío, que incluye C: 0,10 % a 0,40 % y S: 0,010 % o menos en términos de % en masa, en el que la forma de la inclusión se clasifica de acuerdo con el método ASTM-D, y en el que la forma y el número de inclusiones se establecen dentro de un intervalo.

40 Además, para controlar una cantidad y/o una configuración de inclusiones en el acero, se ha agregado Ca y/o REM (metal de tierras raras). Los inventores han propuesto una técnica en la que se ha añadido Ca y REM a una placa de acero gruesa para una estructura que incluye 0,08 % a 0,22 % de C en términos de % en masa para controlar el óxido (inclusión) formado en el acero como un estado de fase de mezcla de fase de alto punto de fusión y fase de bajo punto de fusión para evitar que el óxido (inclusión) se alargue durante el laminado, y para evitar la erosión de una boquilla de colada continua y la aparición de un defecto de inclusión interno. El documento JP2008081823A describe una placa de acero que tiene una maleabilidad y plasticidad excelentes.

Documentos de la técnica anterior

Documentos de patente

Documento de patente 1: solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación, n.º 2000-265238.

50 Documento de patente 2: solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación, n.º 2000-265239.

Documento de patente 3: solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación, n.º 2001-329339.

Documento de patente 4: solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación, n.º 2011-68949.

Compendio de la invención

Problema técnico

Los cuatro documentos descritos anteriormente identifican la causa de un punto de partida de craqueo que deteriora la maleabilidad, específicamente la capacidad de perforación y de forjado, y propone una contramedida a la misma.

5 El documento de patente 1 reconoce que los microvacíos que crecen a partir de carburo constituyen el punto de partida de craqueo y tiene la intención de aumentar el tamaño del grano del carburo para evitar la unión del microvacío. De manera similar a esta idea, el documento de patente 2 propone aumentar el tamaño de grano del carburo. Además, el documento de patente 2 se centra en que el MnS en la hoja de acero (alargada durante el laminado) actúa como punto de partida del craqueo y propone incluir Ca para evitar que se forme MnS en el acero.

10 El documento de patente 3 reconoce que una inclusión alargada del tipo de óxido (tipo B del método ASTM-D) y una inclusión no alargada del tipo de óxido (tipo D del método ASTM-D) causan el deterioro de la capacidad de forjado y definen el tamaño, la longitud y el número total de las mismas de acuerdo con la clasificación del método ASTM-D.

Sin embargo, en la técnica anterior descrita anteriormente, persisten los problemas relacionados con la maleabilidad y la tenacidad del producto después de trabajado, tal como se indica a continuación.

15 En el acero descrito en el documento de patente 1, aunque la capacidad de perforación es mejorada mediante el control del tamaño de grano del carburo, no se controla la composición o configuración de las inclusiones y, por lo tanto, el MnS alargado durante el laminado del acero permanece en el acero. Por lo tanto, se produce craqueo en el acero durante el trabajo en condiciones de trabajo severas para que sea una forma más compleja, en la que el MnS alargado (que se clasifica como una inclusión de tipo A, ya que el MnS es alargado en una dirección de trabajo)

20 actúa como punto de partida. Incluso si se lleva a cabo la fabricación sin causar craqueo, el MnS alargado que queda en el producto deteriora la tenacidad del producto después de trabajado.

En el acero descrito en el documento de patente 2, la inclusión de Ca provoca el esferoidizado de la forma de MnS y, por lo tanto, el número de la inclusión de tipo A disminuye. Por otra parte, los inventores descubrieron que en el acero descrito en el documento de patente 2, aunque las inclusiones de tipo A disminuyen, permanecen en el acero un gran número de inclusiones granulares que forman discontinuamente una línea junto con la dirección de trabajo en un grupo (en lo sucesivo, inclusiones de tipo B) e inclusiones que están dispersas de manera desigual (en lo sucesivo, inclusiones de tipo C). Además, se descubrió que las inclusiones actuaban como puntos de partida de fracturas que deterioran la maleabilidad y la tenacidad del producto. Además, el acero descrito en el documento de patente 2 contiene Ti. Sin embargo, existe el problema de que, si se forma independientemente un carbonitruro grueso que contenga Ti (clasificado como inclusión de tipo C) en el acero, el carbonitruro que contiene Ti actúa como punto de partida de la fractura y, por lo tanto, la maleabilidad y la tenacidad tienden a deteriorarse.

25

30

Aunque el documento de patente 3 define el tamaño, la longitud y el número total de inclusiones alargadas de tipo óxido y de inclusiones no alargadas de tipo óxido, el documento de patente 3 no describe ningún procedimiento específico para archivar la definición.

35 En el documento de patente 4, la densidad numérica de las inclusiones se controla añadiendo Ca y/o REM. Sin embargo, la cantidad de C del acero descrito en el documento de patente 4 es del 0,08 % en masa al 0,22 % en masa y, por lo tanto, no se puede obtener resistencia suficiente (resistencia a la tracción, resistencia al desgaste, dureza y similares) si se usa el acero como materia prima para el componente estructural de la máquina que tiene una forma compleja. El documento de patente 4 no describe un procedimiento para controlar la densidad numérica

40 de la inclusión en el acero para el que se requiere incluir más del 0,25 % en masa de C.

La presente invención se ha inventado teniendo en cuenta el problema descrito anteriormente y tiene el objetivo de proporcionar una hoja de acero al carbono que incluya más del 0,25 % y 0,48 % o menos de C en términos de % en masa, y que tenga una maleabilidad adecuada para fabricar un producto que tenga una forma compleja tal como un engranaje.

45 Método para resolver el problema

La presente invención se centra en inclusiones de tipo A, inclusiones de tipo B e inclusiones de tipo C como puntos de partida de fractura principales, que deterioran propiedades tales como la maleabilidad de la hoja de acero, la tenacidad del producto y similares. Se proporciona una hoja de acero de excelente maleabilidad disminuyendo la cantidad de inclusiones de tipo A, inclusiones de tipo B e inclusiones de tipo C. Un producto fabricado a partir de la

50 hoja de acero según la presente invención, en la que el número de inclusiones que actúan como punto de partida de craqueo es bajo, tiene alta tenacidad. Por lo tanto, la reducción de las inclusiones puede mejorar la maleabilidad de la hoja de acero y la tenacidad del producto (fabricado con el acero utilizado como materia prima).

La esencia de la invención es la siguiente.

55 (1) En una hoja de acero según una realización de la presente invención, una composición química consiste en, en % en masa: C: más de 0,25 % y 0,48 % o menos; Si: 0,10 % a 0,60 %; Mn: 0,40 % a 0,90 %; Al: 0,003 % a 0,070 %; Ca: 0,0005 % a 0,0040 %; REM: 0,0003 % a 0,0050 %; Cu: 0 % a 0,05 %; Nb: 0 % a 0,05 %; V: 0 % a 0,05 %; Mo: 0

% a 0,05 %; Ni: 0 % a 0,05 %; Cr: 0 % a 0,50 %; B: 0 % a 0,0050 %; P: limitado a 0,020 % o menos; S: 0,0003 % a 0,0070 %; Ti: limitado a 0,050 % o menos; O: limitado a 0,0040 % o menos; N: limitado a 0,0075 % o menos; y remanente de hierro e impureza, las cantidades de cada elemento en % en masa en la composición química cumplen tanto la expresión 1 como la expresión 2, una densidad numérica de carbonitruros que contienen Ti presentes independientemente y tiene un lado largo de 5 µm o más limitado a 5 unidades/mm² o menos,

$$0,3000 \leq \{Ca / 40,88 + (REM / 140) / 2\} / (S / 32,07) \leq 5,000: \text{expresión 1,}$$

y

$$0,0005 \leq Ca \leq 0,0058 - 0,0050 \times C: \text{expresión 2,}$$

una densidad numérica de inclusiones de tipo A, que se definen como inclusiones cuya relación de aspecto es de 3,0 o más siendo de 6 unidades/mm² o menos; una densidad numérica total de inclusiones de tipo B, que se definen como inclusiones que forman grupos de inclusión en los que tres o más inclusiones forman una línea a lo largo de la dirección de trabajo, en los que la separación entre las inclusiones es de 50 µm o menos y en la que la relación de aspecto de las inclusiones es inferior a 3,0; e inclusiones de tipo C, que se definen como inclusiones cuya relación de aspecto es de 3,0 o menos y que se dispersan de forma aleatoria, siendo de 6 unidades/mm² o menos; una densidad numérica de inclusiones gruesas, que se definen como inclusiones que son de tipo B o de tipo C, y cuya longitud máxima es de 20 µm o más, siendo de 6 unidades/mm² o menos, y la hoja de acero que incluye además una inclusión compuesta que incluye Al, Ca, O, S y REM.

(2) En la hoja de acero según lo descrito anteriormente en (1), la composición química puede comprender además uno o más de, en % en masa: Cu: 0,01 % a 0,05 %; Nb: 0,01 % a 0,05 %; V: 0,01 % a 0,05 %; Mo: 0,01 % a 0,05 %; Ni: 0,01 % a 0,05 %; Cr: 0,01 % a 0,50 % y B: 0,0010 % a 0,0050 %.

(3) En la hoja de acero según lo descrito anteriormente en (1) o en (2), la hoja de acero puede incluir además una inclusión en la que el carbonitruro que contiene Ti se adhiere a la inclusión compuesta.

(4) En la hoja de acero según lo descrito anteriormente en (1) o en (2), las cantidades de cada elemento en % en masa en la composición química pueden cumplir la expresión 3,

$$18 \times (REM / 140) - O / 16 \geq 0: \text{expresión 3.}$$

(5) En la hoja de acero según lo descrito anteriormente en (3), las cantidades de cada elemento en % en masa en la composición química cumplen la expresión 4,

$$18 \times (REM / 140) - O / 16 \geq 0: \text{expresión 4.}$$

Efecto de la invención

Según las realizaciones de la presente invención descritas anteriormente, puede proporcionarse una hoja de acero de excelente capacidad de perforación, expansibilidad de abertura, capacidad de forjado y similares, y tenacidad después de trabajada, mediante la reducción de una densidad numérica de inclusiones de tipo A, una densidad numérica de inclusiones de tipo B, una densidad numérica de inclusiones de tipo C y una densidad numérica de carbonitruros gruesos que contienen Ti, que tienen forma angular y están presentes independientemente en el acero.

Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 muestra un gráfico que indica una relación entre un equivalente químico total de Ca y REM combinado con S y una densidad numérica de inclusiones de tipo A.

La Figura 2 muestra un gráfico que indica una relación entre una cantidad de Ca en un acero y la densidad numérica total de inclusiones de tipo B e inclusiones de tipo C.

La Figura 3 muestra un gráfico que indica una relación entre una cantidad de C en un acero y la resistencia a la tracción del acero.

Realizaciones de la invención

A continuación, se describirá una realización preferible de la presente invención. Sin embargo, la presente invención no se limita a la construcción descrita en la presente realización. Se pueden realizar diversas modificaciones en la presente invención sin apartarse del alcance de la presente invención.

Primeramente, se describirán las inclusiones incluidas en el acero según la presente invención.

La disminución de la maleabilidad de la hoja de acero es causada por inclusiones no metálicas, carbonitruros y similares. Si se aplica estrés a la hoja de acero, actúan como puntos de partida de craqueo de la hoja de acero. Las inclusiones son óxidos, sulfuros o similares que existen en un metal fundido o se forman durante la solidificación del

metal fundido. El tamaño de las inclusiones (lado largo) es de varios micrómetros a varios cientos de micrómetros si se alarga por laminado. Por lo tanto, para mejorar la maleabilidad de la hoja de acero, es importante disminuir el número de inclusiones. Como se ha descrito anteriormente, resulta preferible un estado en el que el tamaño, así como el número de inclusiones en la hoja de acero, sean pequeños, es decir, un estado en el que la "limpieza del acero sea alta".

Aunque la forma, el estado de distribución y similares de las inclusiones son diversos, en el documento JIS G 0555, las inclusiones se distinguen como inclusiones de tipo A, inclusiones de tipo B e inclusiones de tipo C. En lo sucesivo, en la presente realización, las inclusiones se clasifican en tres tipos de acuerdo con la definición que se describe a continuación.

Inclusión de tipo A: inclusiones no metálicas en el acero, deformadas plásticamente por trabajo. Tiene un alto alargamiento y se alarga frecuentemente a lo largo de una dirección de trabajo en la hoja de acero trabajada. En la presente realización, las inclusiones cuya relación de aspecto (tamaño en eje largo/tamaño en eje corto) es de 3,0 o más se definen como inclusiones de tipo A.

Inclusión de tipo B: inclusiones no metálicas en el acero, que son inclusiones granulares que forman discontinuamente una línea junto con la dirección de trabajo en un grupo. Frecuentemente, tiene una forma angular y tiene bajo alargamiento. En la presente invención, las inclusiones que forman grupos de inclusión en los que tres o más inclusiones forman una línea a lo largo de la dirección de trabajo, en los que la separación entre las inclusiones es de 50 μm o menos y en los que la relación de aspecto (tamaño en eje largo/tamaño en eje corto) de las inclusiones es inferior a 3,0, se definen como inclusiones de tipo B.

Inclusión de tipo C: inclusiones que se dispersan de forma desigual sin deformación plástica. Las inclusiones de tipo C frecuentemente tienen formas angulares o formas esferoidales, y tienen un bajo alargamiento. En la presente invención, las inclusiones cuya relación de aspecto (tamaño en eje largo/tamaño en eje corto) es de 3,0 o menos y que se dispersan de forma aleatoria se definen como inclusiones de tipo C.

Aunque el carbonitruro que contiene Ti, que es muy duro y que tiene una forma angular, se clasifica por las inclusiones de tipo C en general, el carbonitruro que contiene Ti puede distinguirse de las inclusiones de tipo C en la presente realización. Si el carbonitruro que contiene Ti está presente independientemente, la influencia del carbonitruro que contiene Ti con respecto a la preferencia de la hoja de acero es mayor que la de las inclusiones de tipo C (inclusiones de tipo C que no son el carbonitruro que contiene Ti). El "carbonitruro que contiene Ti presente independientemente" es un carbonitruro que contiene Ti, que existe en un estado en el que el carbonitruro que contiene Ti no se adhiere a inclusiones que no contienen Ti. Por otro lado, si el carbonitruro que contiene Ti existe en un estado en el que el carbonitruro que contiene Ti se adhiere a otra inclusión (por ejemplo, inclusiones compuestas que incluyen Al, Ca, O, S y REM), la influencia del carbonitruro que contiene Ti sobre la hoja de acero es sustancialmente la misma que la de otras inclusiones de tipo C. En la presente realización, se supone que el carbonitruro que contiene Ti que se adhiere a las otras inclusiones se refiere a inclusiones de tipo C distintas al carbonitruro que contiene Ti.

En la presente realización, la "densidad numérica de inclusiones de tipo C" es un total de "densidad numérica de las inclusiones de tipo C que no son carbonitruros que contienen Ti (incluyendo los carbonitruros que contienen Ti que se adhieren a las inclusiones de tipo C)" y la "densidad numérica de los carbonitruros que contienen Ti presentes independientemente". Los carbonitruros que contienen Ti pueden distinguirse de las otras inclusiones de tipo C basándose en la forma y el color de los mismos.

En la hoja de acero, según la presente realización, solo se tienen en cuenta inclusiones que tienen 1 μm o más de tamaño de grano (en el caso de inclusiones que tienen forma sustancialmente esferoidal) o 1 μm o más de tamaño en eje largo (en el caso de inclusiones deformadas). Incluso si se incluyen inclusiones que tienen un tamaño de grano o un tamaño en eje largo de menos de 1 μm en el acero, la influencia de las mismas sobre la maleabilidad del acero es pequeña y, por lo tanto, dichas inclusiones no se tienen en cuenta en la presente realización. Además, el eje largo descrito anteriormente se define como una línea más larga en líneas que conectan vértices no adyacentes de líneas esquemáticas de sección transversal en la sección de las inclusiones observada. De manera similar, el tamaño en el eje corto descrito anteriormente se define como una línea más corta en las líneas que conectan vértices no adyacentes de la forma esquemática de la sección transversal en la sección de las inclusiones observada. Además, un lado largo descrito a continuación se define como una línea más larga en líneas que conectan vértices adyacentes de la forma esquemática de la sección transversal en la sección de las inclusiones observada. En lo sucesivo, el "tamaño de grano (en el caso de inclusiones que tienen forma sustancialmente esferoidal) o el tamaño en eje largo (en el caso de inclusiones deformadas)" puede abreviarse como "tamaño de grano o tamaño en eje largo".

Convencionalmente, para controlar el número de inclusiones en el acero y/o una configuración de las inclusiones, se ha agregado Ca y/o REM (metal de tierras raras) en el mismo. Como se ha descrito anteriormente, los inventores han propuesto una técnica en el documento de patente 4, en la que se agrega Ca y REM a una placa de acero estructural gruesa que incluye 0,08 % a 0,22 % de C en términos de % en masa para controlar los óxidos (inclusiones) formados en el acero, destinados a ser una fase mixta de una fase de alto punto de fusión y una fase

de bajo punto de fusión y, por lo tanto, se evita que los óxidos (inclusiones) se alarguen durante el laminado y se erosione una boquilla de colada continua y se produzca un defecto de inclusión interno.

5 Además, los inventores han estudiado una condición con respecto a un acero que incluye más del 0,25 % y menos del 0,50 % de C en términos de % en masa, lo que podría reducir las inclusiones de tipo A, las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C descritas anteriormente agregando Ca y REM. Por consiguiente, se ha descubierto una condición que podría reducir al mismo tiempo las inclusiones de tipo A, las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C. El contenido específico de las mismas se describe de la siguiente manera.

(Con respecto a la inclusión de tipo A)

10 Los inventores estudiaron sobre la adición de más Ca y REM al acero incluyendo más del 0,25 % y menos del 0,50 % de C en términos de % en masa. En consecuencia, se descubrió que, cuando una cantidad de cada elemento en la composición química en términos de % en masa cumple la siguiente Expresión I, pueden reducirse significativamente las inclusiones de tipo A en el acero, particularmente el MnS que conforma las inclusiones de tipo A.

$$0,3000 \leq \{Ca / 40,88 + (REM / 140) / 2\} / (S / 32,07): \text{Expresión I}$$

15 A continuación, se describe un experimento en el que se basa el hallazgo.

20 En un horno de fusión al vacío se fabricaron múltiples tipos de acero incluyendo composiciones químicas en las que una cantidad de C era del 0,45 % en términos de % en masa y las cantidades de O total (T.O.), N, S, Ca y REM variaban dentro de los intervalos descritos en la Tabla 1, como lingotes de 50 kg. Estos lingotes se laminaron en caliente bajo una condición en la que la temperatura de laminado final era de 860 °C y se enfriaron con aire para obtener aceros laminados en caliente.

25 Las inclusiones en las hojas de acero laminado en caliente fueron observadas con microscopio óptico de 400 aumentos (en el caso de medición detallada de las inclusiones observadas con 1000 aumentos) en 60 campos visuales en total, en los que las secciones observadas eran secciones transversales paralelas a la dirección de laminado y a la dirección del espesor de la placa de las hojas de acero laminadas en caliente. En cada uno de los campos visuales se observaron inclusiones cuyo tamaño de grano era de 1 μm o más (si la forma de las inclusiones era esférica) o inclusiones cuyo eje largo era de 1 μm o más (si las formas de las inclusiones estaban deformadas) para clasificar las inclusiones como inclusiones de tipo A, inclusiones de tipo B e inclusiones de tipo C, y se midieron las densidades numéricas de las mismas. Además, se midió la densidad numérica de carbonitruros que contienen Ti presentes independientemente y que tienen una forma angular, entre las inclusiones de tipo C. Además, los carbonitruros que contienen Ti, inclusiones compuestas que contienen REM, MnS e inclusiones del tipo Ca - Al₂O₃ y similares se pueden identificar mediante la estructura de observación de la hoja de acero laminada en caliente utilizando el EPMA (microanálisis por sonda electrónica) o el SEM (microscopio electrónico de barrido) con EDX (análisis de rayos X por energía dispersiva).

35 Además, como índice de maleabilidad de las hojas de acero laminadas en caliente obtenidas como se ha descrito anteriormente, se midió un valor de impacto Charpy a temperatura ambiente (aproximadamente 25 °C). El valor de impacto Charpy es un valor que indica la tenacidad de la hoja de acero. Mientras más inclusiones haya que actúan como punto de partida de craqueo o mientras más grandes sean las inclusiones, menor será el valor de impacto Charpy. Por lo tanto, existe una fuerte correlación entre el valor de impacto Charpy y la maleabilidad. Cuando se realizan varios trabajos, aunque el valor de un límite de deformación que causa craqueo varía dependiendo de cada procedimiento de trabajo, el valor de un límite de deformación tiene una correlación con el valor de impacto Charpy.

40 Los resultados del experimento descrito anteriormente mostraron que había una correlación entre el valor de impacto Charpy y la densidad numérica de las inclusiones. Específicamente, resultó evidente que, si una densidad numérica de las inclusiones de tipo A en el acero era más de 6 unidades/mm², el valor de impacto Charpy se deterioraba considerablemente. Además, resultó evidente que más de 6 unidades/mm² de una densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y de las inclusiones de tipo C deterioraban violentamente el valor de impacto Charpy. Asimismo, con respecto a los carbonitruros que contienen Ti, que son las inclusiones de tipo C, resultó evidente que, si una densidad numérica de los carbonitruros gruesos que contienen Ti, presentes independientemente y que tenían 5 μm o más de lado largo, era de más de 5 unidades/mm², el valor de impacto Charpy se deterioraba considerablemente.

50

Tabla 1

(% en masa)										
C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Ca	REM	T.O	N
0,45	0,20	0,65	0,010	0,001	0,03	0,007	0,0005	0,001	<0,0010	<0,0010
				~0,007			~0,003	~0,005	~0,0033	~0,0022

Seguidamente, los inventores estudiaron un procedimiento específico para archivar la densidad numérica de las inclusiones, como se ha descrito anteriormente.

- 5 En el acero, se supone que el Ca se combina con el S para formar el CaS, y el REM se combina con el S y el O para formar el REM₂O₂S (oxisulfuro). El R1, que es un equivalente químico total de Ca y REM combinados con S, puede expresarse como

$$R1 = \{Ca / 40,88 + (REM / 140) / 2\} / (S / 32,07)$$

- 10 en donde se asume un peso atómico de S de 32,07, se asume un peso atómico de Ca de 40,88, se asume un peso atómico de REM de 140 y se utiliza una cantidad de cada elemento en una composición química en términos de % en masa.

- 15 Por lo tanto, se analizó una relación entre las densidades numéricas de las inclusiones de tipo A medidas en las hojas de acero laminadas en caliente descritas anteriormente y la R1 descrita anteriormente de cada acero laminado en caliente. Los resultados se muestran en la Figura 1. En la Figura 1, un símbolo circular representa el resultado de un acero que incluye una composición química que incluye Ca y no incluye REM (en lo sucesivo, denominado "incorporación simple de Ca") y un símbolo cuadrangular (descrito como "REM + Ca" en la Figura 1) representa el resultado de un acero que incluye una composición química que incluye tanto Ca como REM (en lo sucesivo, denominada "incorporación compuesta de REM y Ca"). En el caso de una incorporación simple de Ca, se supuso que la cantidad de REM era 0 para calcular el R1 descrito anteriormente. A partir de la Figura 1, resultó evidente que, en ambos casos, en la incorporación simple de Ca y en la incorporación compuesta de REM y Ca, existía una correlación entre la densidad numérica de las inclusiones de tipo A y el R1 descrito anteriormente.

Específicamente, cuando el valor de R1 descrito anteriormente es 0,3000 o más, la densidad numérica de las inclusiones de tipo A disminuye a 6 unidades/mm² o menos. En consecuencia, mejora un valor de impacto Charpy.

- 25 Un tamaño en el eje largo de la inclusión de tipo A en el acero en el caso de la incorporación simple de Ca es más largo que en el caso de la incorporación compuesta de REM y Ca. Se supone que, en el caso de la incorporación simple de Ca, se forma el óxido de bajo punto de fusión del tipo CaO - Al₂O₃ como la inclusión de tipo A y el óxido se alarga durante el laminado. Por lo tanto, teniendo en cuenta el tamaño en el eje largo de las inclusiones que tiene un efecto adverso sobre las características de la hoja de acero, es más preferible la incorporación compuesta de REM y Ca que la incorporación simple de Ca.

- 30 Por consiguiente, se descubrió que, cuando la expresión I descrita anteriormente se cumplía, y el REM y el Ca se incluían de forma compuesta, la densidad numérica de las inclusiones de tipo A en el acero disminuían preferiblemente a 6 unidades/mm² o menos.

- 35 Cuando el valor de R1 es 1,000, como una composición promedio, existe en el acero 1 equivalencia de Ca y REM combinados con S en el acero. Sin embargo, en la práctica, incluso si el valor de R1 es 1,000, se puede formar MnS en la porción de microsegregación entre las ramificaciones dendríticas. Cuando el valor de R1 es 2,000 o más, se puede prevenir preferiblemente la formación de MnS en la porción de microsegregación entre las ramificaciones dendríticas. Por otro lado, si se incluye una gran cantidad de Ca y REM y el valor de R1 es más de 5,000, tienden a formarse inclusiones de tipo B gruesas o inclusiones de tipo C gruesas con más de 20 μm de longitud máxima. Por lo tanto, el valor de R1 es 5,000 o menos. Es decir, un límite superior del lado derecho de la expresión I descrita anteriormente es de 5,000.

(Con respecto a la inclusión de tipo B y la inclusión de tipo C)

- 45 Como se ha descrito anteriormente, la densidad numérica de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C que tienen menos de 3 de relación de aspecto (tamaño en eje largo/tamaño en eje corto) y que tienen 1 μm o más de tamaño de grano o de tamaño en el eje largo fue medida observando la superficie de observación de la hoja de acero laminada en caliente descrita anteriormente. Como resultado, los inventores descubrieron que, en ambos casos, tanto en la incorporación simple de Ca como en la incorporación compuesta de REM y Ca, mientras mayor era la cantidad de Ca, mayor era la densidad numérica de las inclusiones de tipo B y de las inclusiones de tipo C. Por otro lado, los inventores descubrieron que la cantidad de REM no afectaba significativamente a la densidad numérica de las inclusiones.

La Figura 2 muestra una relación entre la cantidad de Ca en el acero y la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C en ambos casos de la incorporación simple de Ca y la incorporación compuesta de REM y Ca. En la Figura 2, el símbolo circular muestra el resultado en la incorporación simple de Ca y el símbolo cuadrangular (que se ilustra como "REM + Ca" en la Figura 2) muestra el resultado en la incorporación compuesta de REM y Ca. A partir de la Figura 2, resultó evidente que, en ambos casos, tanto en la incorporación simple de Ca como en la incorporación compuesta de REM y Ca, cuanto mayor era la cantidad de Ca en el acero, mayor era la densidad numérica de las inclusiones de tipo B y de las inclusiones de tipo C. Además, cuando la cantidad de Ca en el caso de la incorporación simple de Ca y la cantidad de Ca en el caso de la incorporación compuesta de REM y Ca eran iguales, la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y de las inclusiones de tipo C de las mismas eran sustancialmente iguales. Es decir, se descubrió que, si el REM y el Ca estaban contenidos en el acero de forma compuesta, el REM no afectaba a la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C.

Como se ha descrito anteriormente, para disminuir las inclusiones de tipo A, es preferible aumentar la cantidad de Ca y la cantidad de REM en el acero dentro del intervalo descrito anteriormente. Por otro lado, si se aumenta la cantidad de Ca para reducir las inclusiones de tipo A, como se ha descrito anteriormente, se produce el problema del aumento de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C. Es decir, en el caso de la incorporación simple de Ca, no es posible reducir simultáneamente las inclusiones de tipo A y las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C. Por otro lado, en el caso de la incorporación compuesta de REM y Ca, la cantidad de Ca puede reducirse mientras que el equivalente químico (el valor de R1) del REM y el Ca combinados con S se garantiza y, por tanto, el caso es preferible. Es decir, se descubrió que, en el caso de la incorporación compuesta de REM y Ca, la densidad numérica de las inclusiones de tipo A podría reducirse preferiblemente sin aumentar la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y de las inclusiones de tipo C.

Se supone que la razón por la cual la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C depende de la cantidad de Ca es la siguiente.

Como se ha descrito anteriormente, en el caso de la incorporación simple de Ca, se forman en el acero inclusiones de tipo Ca - Al₂O₃. Las inclusiones son óxidos de bajo punto de fusión y, por lo tanto, las inclusiones son de fase líquida en el acero fundido y tienden a no agregarse ni unirse en el acero fundido. Es decir, las inclusiones de tipo Ca - Al₂O₃ son difíciles de separar por flotación del acero fundido. Por lo tanto, una gran cantidad de inclusiones que tienen un tamaño de varios micrómetros se dispersan y permanecen en el bloque y, por ende, aumenta la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C.

Además, como se ha descrito anteriormente, en el caso de la incorporación compuesta de REM y Ca, la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C aumenta de igual modo de acuerdo con la cantidad de Ca. Un punto de fusión de una inclusión, cuyo contenido de REM es alto, es mayor que el punto de fusión de la inclusión de tipo Ca - Al₂O₃, y la inclusión que tiene un alto contenido de REM se encuentra en estado sólido en el acero fundido. Sin embargo, en el caso de la incorporación compuesta de REM y Ca, una inclusión con alto contenido de Ca se forma alrededor de la inclusión, cuyo contenido de REM es alto, en la cual la inclusión con alto contenido de REM actúa como núcleo. La inclusión se llama inclusión compuesta Ca-REM. En este caso, la inclusión cuyo contenido de Ca es alto es fase líquida en el acero fundido. Es decir, una superficie de la inclusión del compuesto Ca-REM es fase líquida en el acero fundido, y se supone que un comportamiento de agregación o unión del mismo es similar al de la inclusión de tipo Ca - Al₂O₃ que se forma en el caso de la incorporación simple de Ca. Por lo tanto, se supone que una gran cantidad de inclusiones del compuesto Ca-REM se dispersan y permanecen en el bloque, y la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y de las inclusiones de tipo C aumenta.

La inclusión de tipo Ca - Al₂O₃ se alarga por laminado destinada a ser la inclusión de tipo A si el tamaño de grano o el tamaño en el eje largo de la misma es de más de aproximadamente 4 μm. Por otro lado, si el tamaño de grano o el tamaño en el eje largo de la inclusión de tipo Ca - Al₂O₃ es inferior a aproximadamente 4 μm, la inclusión de tipo Ca - Al₂O₃ es apenas alargada (relación de tamaño en eje largo/tamaño en eje corto de la misma permanece por debajo de 3) por el laminado y, por lo tanto, la inclusión de tipo Ca - Al₂O₃ se convierte en la inclusión de tipo B o la inclusión de tipo C después del laminado. Además, la inclusión con alto contenido de REM que se forma en el caso de la incorporación compuesta de REM y Ca apenas se alarga mediante el laminado. Asimismo, la inclusión que tiene alto contenido de REM apenas se alarga también a través del laminado. Es decir, en el caso de la incorporación compuesta de REM y Ca, la inclusión cuyo contenido de REM es alto impide el alargamiento de la inclusión cuyo contenido de Ca es alto y, por tanto, las inclusiones se convierten principalmente en inclusiones de tipo B e inclusiones de tipo C.

Además, los inventores descubrieron que la densidad numérica de las inclusiones de tipo B y de las inclusiones de tipo C se veía afectada por una cantidad de C en el acero. De aquí en adelante, se describe el efecto de la cantidad de C en el acero.

Se fabricaron lingotes que incluían 0,26 % de C en términos de % en masa y se midió la densidad numérica de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C de los mismos mediante el experimento cuyo procedimiento es el mismo que el procedimiento descrito anteriormente. Seguidamente, se comparó un resultado experimental del acero que incluía 0,26 % de C y un resultado experimental del acero descrito anteriormente que incluía 0,45 % de C.

Como resultado de la comparación, resultó evidente que la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C estaba relacionada con la cantidad de Ca y la cantidad de C. Específicamente, los inventores descubrieron que, incluso si la cantidad de Ca era la misma, cuanto mayor era la cantidad de C, mayor era la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C. Más específicamente, se descubrió que, para reducir la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C a 6 unidades/mm² o menos, era necesario que las cantidades de cada elemento en términos de % en masa en la composición química fuesen controladas dentro de un intervalo expresado por la siguiente expresión II.

$$0,0005 \leq Ca \leq 0,0058 - 0,0050 \times C: \text{Expresión II}$$

La expresión II indica que es necesario variar un límite superior de la cantidad de Ca dependiendo de la cantidad de C, es decir que, a mayor cantidad de C, menor es el límite superior de la cantidad de Ca. El límite inferior del lado derecho de la expresión II descrita anteriormente es de 0,0005, que es el límite inferior de la cantidad de Ca en términos de % en masa.

Se supone que la razón por la cual el aumento de la cantidad de C aumenta la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y de las inclusiones de tipo C es que al aumentar la concentración de C en el acero fundido se extiende el intervalo de temperatura de solidificación, que es de temperatura de liquidus a temperatura de solidus, para aumentar la longitud de la estructura de la dendrita. Es decir, se supone que, debido a que la estructura de la dendrita crece durante mucho tiempo, las inclusiones se capturan fácilmente entre las ramificaciones dendríticas (las inclusiones apenas se efusionan entre las ramificaciones dendríticas). Por lo tanto, existe una tendencia a que, cuanto mayor sea la cantidad de C en el acero, mayor será el crecimiento de la estructura de la dendrita durante la solidificación y, por ello, para cumplir la expresión II descrita anteriormente, es necesario que, cuanto mayor sea la cantidad de C en el acero, menor sea el límite superior de la cantidad de Ca.

La fase del acero que tiene el intervalo de concentración de carbono descrito anteriormente (C: más del 0,25 % y menos del 0,50 %) durante la solidificación es fase líquida + fase δ a temperatura peritética o más y es fase líquida + fase γ a la temperatura peritética o inferior. Es decir, un grado de microsegregación del elemento soluto como S a la temperatura peritética o inferior difiere del de la temperatura peritética o superior. Debe señalarse que S tiene un efecto sobre la captura de inclusiones, ya que S es un elemento de superficie activa y porque un coeficiente de distribución sólida/líquida de S en un caso en el que la fase es fase líquida + fase γ es menor que el de S en un caso en el que la fase es fase líquida + fase δ . Cuanto menor sea el coeficiente de distribución sólida/líquida de S, menor será la cantidad de S distribuida a la fase sólida y mayor será la cantidad de S distribuida a la fase líquida. Cuando se distribuye una gran cantidad de S que es el elemento tensoactivo a la fase líquida, una energía de interfaz entre la fase líquida y la fase sólida disminuye y, por ende, las inclusiones pueden ser capturadas fácilmente por la interfaz entre la fase líquida y la fase sólida.

Cuando la temperatura del acero es la temperatura peritética o inferior (es decir, una fase del acero es fase líquida + fase γ), S se distribuye a la fase líquida en un contenido relativamente alto. Por lo tanto, el grado de microsegregación de S entre las ramificaciones dendríticas (fase γ) aumenta. Por ende, se supone que las inclusiones se capturan fácilmente, en particular, a la temperatura peritética o inferior. Además, cuanto mayor sea la concentración de C, más fácilmente se capturan las inclusiones entre las ramificaciones dendríticas, ya que, cuanto mayor es la concentración de C, menor es la fase δ y mayor es la fase γ . La expresión II se definió en función de la evaluación, incluido el efecto descrito anteriormente y a partir del resultado de la observación. Cuando la concentración de C en el acero es de más del 0,25 % y de menos del 0,50 % que es más alta que el punto peritético, la expresión II es válida.

Como se ha descrito anteriormente, se ha descubierto que, tanto las inclusiones de tipo A, como las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C, se pueden disminuir ventajosamente incluyendo una cantidad apropiada de REM y Ca, dependiendo de la cantidad de C. Además de estos hallazgos, los inventores investigaron una configuración de los carbonitruros que contienen Ti que se convirtieron fácilmente en un punto de partida de craqueo.

(Con respecto al carbonitruro que contiene Ti)

Si se mezcla Ti a partir de materia prima auxiliar, tal como aleación, chatarra y similares, el carbonitruro que contiene Ti, al igual que el TiN, se forma en el acero. El carbonitruro que contiene Ti tiene alta dureza y tiene una forma angular. Por lo tanto, si el carbonitruro grueso que contiene Ti se forma independientemente en el acero, la energía de impacto Charpy del acero y, posteriormente, la maleabilidad del acero, se deterioran, ya que el carbonitruro tiende a actuar como el punto de partida de fractura.

Como se ha descrito anteriormente, se estudió una relación entre una cantidad de carbonitruro que contiene Ti y la maleabilidad de la hoja de acero y, como resultado, se descubrió que, si la densidad numérica de los carbonitruros que contienen Ti presentes independientemente y que tienen 5 μm o más del lado largo era de 5 unidades/mm² o menos, apenas se producía fractura y se evitaba el deterioro de la maleabilidad. En este caso, el carbonitruro que contiene Ti incluye carburo de Ti, nitruro de Ti y carbonitruro de Ti. Además, si se incluye Nb como elemento opcional, el carbonitruro que contiene Ti incluye carburo de TiNb, nitruro de TiNb y carbonitruro de TiNb, y similares.

Para reducir dicho carbonitruro grueso que contiene Ti, se considera reducir una cantidad de Ti. Sin embargo, en un

intervalo de concentración de C del acero según la presente invención, el carbonitruro que contiene Ti se forma fácilmente incluso si la cantidad de Ti es extremadamente pequeña y el carbonitruro que contiene Ti, una vez que se forma, se endurece fácilmente durante el tratamiento térmico del acero. Por lo tanto, si la concentración de C es más del 0,25 % y menos del 0,50 %, la densidad numérica de los carbonitruros que contienen Ti puede aumentar a más de 5 unidades/mm² debido al Ti mezclado como impureza para deteriorar la maleabilidad del acero, incluso si el Ti no está incluido como una composición del acero. Como procedimiento para resolver el problema, se considera que se evita que el Ti se mezcle durante la etapa de fabricación para controlar la cantidad de Ti a aproximadamente 10 ppm. Sin embargo, teniendo en cuenta la capacidad del equipo y la eficiencia de fabricación, no es aconsejable emplear dicho procedimiento.

Por lo tanto, los inventores estudiaron otro procedimiento para reducir el efecto adverso debido a dichos carbonitruros gruesos que contienen Ti y, por lo tanto, los inventores descubrieron que la incorporación compuesta de REM y Ca es efectiva.

Cuando el REM y el Ca se incluyen de forma compuesta, al principio, se forman inclusiones que contienen Al, Ca, O, S y REM en el acero, y posteriormente, los carbonitruros que contienen Ti de manera compuesta y preferencial se forman en las inclusiones compuestas que contienen REM. Mediante la formación compuesta y preferencial de los carbonitruros que contienen Ti en las inclusiones compuestas que contienen REM, los carbonitruros que contienen Ti que se forman independientemente en el acero y que tienen forma angular pueden reducirse. Es decir, la densidad numérica de los carbonitruros gruesos que contienen Ti presentes independientemente y que tienen 5 µm o más de lado largo puede reducirse preferiblemente a 5 unidades/mm² o menos.

Los carbonitruros que contienen Ti que se forman de manera compuesta en las inclusiones compuestas que contienen REM apenas actúan como puntos de partida de fractura. Con respecto a dicha causa, se supone que las porciones de forma angular de los carbonitruros que contienen Ti se reducen precipitando de forma compuesta los carbonitruros que contienen Ti en las inclusiones compuestas que incluyen REM. Por ejemplo, la forma del carbonitruro que contiene Ti es un paralelepípedo cúbico o rectangular y, por lo tanto, si el carbonitruro que contiene Ti está presente independientemente en el acero, los 8 puntos de vértices del carbonitruro que contiene Ti hacen contacto con la matriz. El vértice actúa como el punto de partida de fractura y, por lo tanto, el carbonitruro que contiene Ti, que tiene 8 puntos de vértices, tiene 8 puntos de puntos de partida de fractura. Por otro lado, por ejemplo, si el carbonitruro que contiene Ti se precipita de forma compuesta en la inclusión compuesta que contiene REM y la mitad de la forma del carbonitruro que contiene Ti hace contacto con la matriz, solo 4 puntos del carbonitruro que contiene Ti hacen contacto con la matriz. Es decir, los vértices del carbonitruro que contienen Ti que hacen contacto con la matriz se reducen de 8 puntos a 4 puntos. Como resultado, los puntos de partida de fractura debido al carbonitruro que contiene Ti se reducen de 8 puntos a 4 puntos.

Además, considerando que el carbonitruro que contiene Ti se precipita en la cara cristalina específica de la inclusión compuesta que contiene REM, se supone que la razón por la cual el carbonitruro que contiene Ti tiende a precipitarse de forma compuesta y preferencial en la inclusión compuesta que contiene REM es porque la consistencia reticular entre la cara cristalina específica de la inclusión compuesta que contiene REM y el carbonitruro que contiene Ti es buena.

Un efecto adverso del compuesto del carbonitruro que contiene Ti y la inclusión que contiene REM (es decir, la inclusión en la que el carbonitruro que contiene Ti se adhiere en la superficie de la inclusión compuesta que incluye Al, Ca, O, S y REM) es menor que el del carbonitruro que contiene Ti presente independientemente y, por lo tanto, se reconoce que el compuesto del carbonitruro que contiene Ti y la inclusión que contiene REM no es el carbonitruro que contiene Ti presente independientemente y es la inclusión de tipo C.

A continuación, se describirá una composición química de la hoja de acero según la presente realización.

En primer lugar, se describirá un intervalo limitado y una razón de la limitación con respecto a una composición básica de la hoja de acero según la presente realización. El término “%” descrito en la presente memoria es “% en masa”.

(C: más del 0,25 % y 0,48 % o menos)

C (carbono) es un elemento importante para asegurar la resistencia (dureza) de la hoja de acero. La resistencia de la hoja de acero se asegura estableciendo la cantidad de C en más del 0,25 %. Cuando la cantidad de C es del 0,25 % o menos, la templabilidad de la hoja de acero disminuye y, por tanto, no se puede obtener la resistencia que se requiere para fabricar productos a partir de la hoja de acero como material, por ejemplo, engranajes y similares. Por otro lado, si la cantidad de C es del 0,50 % o más, dado que se requiere mucho tiempo para el tratamiento térmico para asegurar la maleabilidad, la maleabilidad de la hoja de acero puede deteriorarse a menos que, por el contrario, se alargue el tiempo para el tratamiento térmico. Además, si se aumenta la cantidad de C, la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C aumenta. Se supone que la razón de esto es que, si la cantidad de C es alta, la estructura de la dendrita crece prolongadamente durante la solidificación del acero fundido y, por tanto, las inclusiones se capturan fácilmente entre las ramificaciones dendríticas. Por lo tanto, la cantidad de C se controla a más del 0,25 % y 0,48 % o menos.

Es preferible que el límite inferior de C sea del 0,27 %. En general, cuanto mayor sea la cantidad de C, mayor será el aumento de la dureza y la resistencia a la tracción después de realizar tratamientos térmicos (temple y atemperación). Específicamente, cuando la cantidad de C es del 0,27 % o más, pueden asegurarse suficientemente 1300 MPa o más de resistencia después de realizar el temple y la atemperación a baja temperatura. La Figura 3 es un gráfico que muestra una relación entre la cantidad de C y la resistencia a la tracción. Los inventores midieron la resistencia a la tracción de las hojas de acero que cumplían la condición de la hoja de acero según la presente realización, excepto por la cantidad de C. Como resultado, se descubrió que, cuando la cantidad de C era del 0,27 % o más, el acero tenía realmente 1300 MPa o más de resistencia a la tracción. Además, en la hoja de acero, según la presente realización, es preferible que el límite inferior de la cantidad de C sea del 0,30 %. En la hoja de acero, según la presente realización, el límite superior de la cantidad de C es del 0,48 %.

(Si: 0,10 % al 0,60 %)

Si (silicio) actúa como un agente desoxidante, y el Si es un elemento eficaz en el aumento de la templabilidad para mejorar la resistencia (dureza) de la hoja de acero. Si la cantidad de Si es inferior al 0,10 %, no se puede obtener el efecto descrito anteriormente. Por otro lado, si la cantidad de Si es superior al 0,60 %, puede producirse un deterioro de la propiedad superficial de la hoja de acero debido a un defecto de escala durante el laminado en caliente. Por lo tanto, la cantidad de Si se controla para que sea del 0,10 % al 0,60 %. Es preferible que el límite inferior de la cantidad de Si sea del 0,15 %. Es preferible que el límite superior de la cantidad de Si sea del 0,55 %.

(Mn: 0,40 % al 0,90 %)

Mn (manganeso) es un elemento que actúa como un agente desoxidante y es un elemento eficaz en el aumento de la templabilidad para mejorar la resistencia (dureza) de la hoja de acero. Si la cantidad de Mn es inferior al 0,40 %, no se puede obtener adecuadamente el efecto descrito anteriormente. Por otro lado, si la cantidad de Mn es superior al 0,90 %, puede deteriorarse la maleabilidad de la hoja de acero. Por lo tanto, la cantidad de Mn se controla para que sea del 0,40 % al 0,90 %. Es preferible que el límite inferior de Mn sea del 0,50 %. Es preferible que el límite superior del Mn sea del 0,75 %.

(Al: 0,003% al 0,070%)

Al (aluminio) es un elemento que actúa como un agente desoxidante y es un elemento eficaz en la fijación de N para mejorar la maleabilidad de la hoja de acero. Si la cantidad de Al es inferior al 0,003 %, no se puede obtener adecuadamente el efecto descrito anteriormente y, por tanto, es necesario que se incluya el 0,003 % o más de Al. Por otro lado, si la cantidad de Al es superior al 0,070 %, el efecto descrito anteriormente se satura y las inclusiones gruesas aumentan. La maleabilidad puede verse deteriorada por las inclusiones gruesas o el defecto superficial puede estar propenso a producirse fácilmente por las inclusiones gruesas. Por lo tanto, la cantidad de Al se controla para que sea del 0,003 % al 0,070 %. Es preferible que el límite inferior de Al sea del 0,010 %. Es preferible que el límite superior de Al sea del 0,040 %.

(Ca: 0,0005 % al 0,0040 %)

Ca (calcio) es un elemento eficaz en el control de la configuración de las inclusiones para mejorar la maleabilidad de la hoja de acero. Si la cantidad de Ca es inferior al 0,0005 %, no puede obtenerse adecuadamente el efecto descrito anteriormente. Aunque el REM puede controlar la configuración de las inclusiones, si la cantidad de Ca es inferior al 0,0005 %, puede producirse obstrucción de las boquillas durante la colada continua que impide la estabilidad de la operación y provoca la acumulación de inclusiones de gran gravedad específica en el lado de la superficie inferior del bloque para deteriorar la maleabilidad de la hoja de acero, de la misma manera que en el caso de la incorporación simple de REM descrita como sigue. Por otro lado, si la cantidad de Ca es superior al 0,0040 %, los óxidos de bajo punto de fusión gruesos tales como, por ejemplo, las inclusiones de tipo CaO - Al₂O₃ y/o inclusiones tales como la inclusión de tipo CaS que se alargan fácilmente durante el laminado pueden formarse fácilmente para deteriorar la maleabilidad de la hoja de acero. Además, si la cantidad de Ca es superior al 0,0040 %, puede producirse fácilmente la erosión del refractor de la boquilla y deteriorarse la estabilidad de la operación de la colada continua. Por lo tanto, la cantidad de Ca se controla para que sea del 0,0005 % al 0,0040 %. Un límite inferior de la cantidad de Ca es preferiblemente del 0,0007 % y más preferiblemente del 0,0010 %. Un límite superior de la cantidad de C es preferiblemente del 0,0030 % y más preferiblemente del 0,0025 %.

Además, es necesario que el límite superior de la cantidad de Ca se controle dependiendo de la cantidad de C. Específicamente, es necesario que la cantidad de C y la cantidad de Ca en términos de % en masa en la composición química estén controladas dentro de un intervalo expresado por la siguiente expresión III. Si la cantidad de Ca no cumple la expresión III siguiente, la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C llegan a ser de más de 5 unidades/mm².

$$Ca \leq 0,0058 - 0,0050 \times C: \text{Expresión III}$$

(REM: 0,0003 % al 0,0050 %)

REM (metal de tierras raras) indica elementos de tierras raras y es un nombre genérico para 17 elementos que

consisten en escandio Sc (número atómico 21), itrio Y (número atómico 39) y lantánido (15 elementos desde el lantano cuyo número atómico es 57 hasta el lutecio cuyo número atómico es 71). La hoja de acero según la presente realización incluye uno o más elementos seleccionados de los 17 elementos. Generalmente, de acuerdo con la disponibilidad, el REM se selecciona a menudo entre el Ce (cerio), La (lantano), Nd (neodimio) y Pr (praseodimio). La adición de *Mischmetall*, que es una mezcla de estos elementos en el acero es ampliamente utilizada. Una composición principal del *Mischmetall* es Ce, La, Nd y Pr. En la hoja de acero, según la presente realización, una cantidad total de estos elementos de tierras raras incluidos en la hoja de acero se reconoce como la cantidad de REM. En el procedimiento descrito anteriormente para calcular R1 que es un equivalente químico total de Ca y REM, dado que un peso atómico medio del *Mischmetall* es aproximadamente 140, se reconoce que el peso atómico del REM es 140.

El REM es un elemento eficaz en el control de la configuración de las inclusiones para mejorar la maleabilidad de la hoja de acero. Si la cantidad de REM es inferior al 0,0003 %, no puede obtenerse adecuadamente el efecto descrito anteriormente y se produce un problema que es el mismo que en el caso de la incorporación simple de Ca. Es decir, si la cantidad de REM es inferior al 0,0003 %, las inclusiones de tipo CaO - Al₂O₃ y parte de CaS pueden alargarse por laminado para deteriorar la propiedad de la hoja de acero (maleabilidad y tenacidad después de trabajada). Además, si la cantidad de REM es inferior al 0,0003 %, las inclusiones compuestas que contienen Al, Ca, O, S y REM, en las que los carbonitruros que contienen Ti tienden a formarse preferentemente, son bajas y, por tanto, los carbonitruros que contienen Ti que se forman independientemente en la hoja de acero aumentan para deteriorar fácilmente la maleabilidad. Por otro lado, si la cantidad de REM es superior al 0,0050 %, tiende a producirse la obstrucción de la boquilla durante la colada continua. Además, si la cantidad de REM es superior al 0,0050 %, la densidad numérica de las inclusiones de tipo REM formadas (óxidos o oxidosulfuros) se vuelve relativamente alta y, por tanto, las inclusiones de tipo REM se acumulan en el lado de la superficie inferior del bloque curvado durante la colada continua del bloque. Esto causa un defecto interno en el producto obtenido al laminar el bloque, y esto puede deteriorar la maleabilidad de la hoja de acero. Por lo tanto, la cantidad de REM se controla para que sea del 0,0003 % al 0,0050 %. El límite inferior de la cantidad de REM es preferiblemente del 0,0005 %, y más preferiblemente del 0,0010 %. El límite superior de la cantidad de REM es preferiblemente del 0,0040 % y más preferiblemente del 0,0030 %.

Además, es necesario controlar la cantidad de Ca y la cantidad de REM dependiendo de la cantidad de S. Específicamente, es necesario que la cantidad de cada elemento en la composición química en términos de % en masa se controle dentro de un intervalo expresado por la expresión IV siguiente. Si la cantidad de Ca, la cantidad de REM y la cantidad de S no cumplen la expresión IV siguiente, la densidad numérica de las inclusiones de tipo A se convierten en más de 6 unidades/mm². Cuando el valor del lado derecho de la expresión IV siguiente es 2 o más, la configuración de las inclusiones se puede controlar más preferiblemente. Además, aunque el límite superior de la expresión IV siguiente no está limitado, si el valor del lado derecho de la expresión IV siguiente es más de 5, tienen a producirse las inclusiones gruesas de tipo B o las inclusiones gruesas de tipo C que tienen más de 20 μm de longitud máxima. Por lo tanto, es preferible que el límite superior de la expresión IV siguiente sea 5.

$$0,3000 \leq \{Ca / 40,88 + (REM / 140) 2\} / (S / 32,07): \text{Expresión IV}$$

Además de la composición básica descrita anteriormente, la hoja de acero según la presente realización incluye impureza. La impureza indica elementos de P, S, Ti, O, N, Cd, Zn, Sb, W, Mg, Zr, As, Co, Sn, Pb y similares mezclados a partir de materia prima auxiliar como chatarra o a partir del proceso de fabricación. Como no es esencial incluir estos elementos, el límite inferior de la cantidad de estos elementos es del 0 %. Entre ellos, el P, S, Ti, O y N están limitados de la siguiente manera para poder aplicar el efecto descrito anteriormente. Además, es preferible que la impureza descrita anteriormente, excepto para P, S, O, Ti y N, esté limitada al 0,01 % o menos. Sin embargo, si se incluye el 0,01 % o más de estas impurezas, no se pierde el efecto descrito anteriormente. El término “%” descrito en la presente memoria se refiere a “% en masa”.

(P: 0,020 % o menos)

P (fósforo) tiene una actividad de fortalecimiento de solutos. Por otro lado, la cantidad excesiva de P deteriora la maleabilidad de la hoja de acero. Por lo tanto, la cantidad de P está limitada al 0,020 % o menos. El límite inferior de P puede ser del 0 %. Teniendo en cuenta la refinación convencional (incluida la segunda refinación), el límite inferior de P puede ser del 0,005 %.

(S: 0,0003 % al 0,0070 %)

S (azufre) es un elemento de impureza que forma una inclusión no metálica para deteriorar la maleabilidad de la hoja de acero. Por lo tanto, la cantidad de S está limitada al 0,0070 % o menos, y preferiblemente limitada al 0,0050 % o menos. Teniendo en cuenta la refinación convencional (incluida la segunda refinación), el límite inferior de S es del 0,0003 %.

(Ti: 0,050 % o menos)

Ti (titanio) es un elemento que forma los carbonitruros, que es duro y tiene forma angular, para deteriorar la maleabilidad de la hoja de acero. En la presente realización, aunque el efecto perjudicial del mismo sobre la

maleabilidad puede aliviarse precipitándose de manera preferencial en las inclusiones que contienen REM como se ha descrito anteriormente, si la cantidad de Ti es superior al 0,050 %, el deterioro de la maleabilidad resulta evidente. Por lo tanto, la cantidad de Ti está limitada al 0,050 % o menos. El límite inferior de la cantidad de Ti puede ser del 0 %. Teniendo en cuenta la refinación convencional (incluida la segunda refinación), el límite inferior de Ti puede ser del 0,0005 %.

(O: 0,0040 % o menos)

O (oxígeno) es un elemento de impureza que forma óxidos (inclusiones no metálicas), que se agregan y se engrosan para deteriorar la maleabilidad de la hoja de acero. Por lo tanto, la cantidad de O está limitada al 0,0040 % o menos. El límite inferior de la cantidad de O puede ser del 0 %. Teniendo en cuenta la refinación convencional (incluida la segunda refinación), el límite inferior de O puede ser del 0,0010 %. La cantidad de O de la hoja de acero según la presente realización indica una cantidad total de O (cantidad de T.O) que es un total de la cantidad de todo el O, tal como O soluto sólido en el acero, O presente en las inclusiones y similares.

Además, es preferible que la cantidad de O y la cantidad de REM en términos de % en masa de cada elemento estén controladas dentro del intervalo expresado por la expresión V siguiente. Cuando se cumple la expresión V siguiente, la densidad numérica de las inclusiones de tipo A aumenta más y, por tanto, resulta preferible. Aunque el límite superior de la expresión V siguiente no está limitada, el límite superior del lado izquierdo de la expresión V siguiente es sustancialmente 0,000643 teniendo en cuenta el límite superior y el límite inferior de la cantidad de O y la cantidad de REM.

$$18 \times (\text{REM} / 140) - \text{O} / 16 \geq 0 \text{ Expresión V}$$

Cuando la cantidad de O y la cantidad de REM se controlan basándose en la expresión V para formar una configuración mixta de dos tipos de óxidos compuestos de $\text{REM}_2\text{O}_3\text{-}11\text{Al}_2\text{O}_3$ (en el que la relación molar de REM_2O_3 y Al_2O_3 es 1:11) y $\text{REM}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ (en el que la relación molar de REM_2O_3 y Al_2O_3 es 1:1), disminuyen más preferiblemente las inclusiones de tipo A. En la expresión V anterior, "REM / 140" expresa el número de moles de REM y "O / 16" expresa el número de moles de O. Para formar la configuración mixta de $\text{REM}_2\text{O}_3\text{-}11\text{Al}_2\text{O}_3$ y $\text{REM}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$, es preferible que se incluya el REM con la cantidad del mismo que cumpla la expresión V anterior. Si la cantidad de REM es baja de manera que no se cumple la expresión V anterior, puede formarse la configuración mixta de Al_2O_3 y $\text{REM}_2\text{O}_3\text{-}11\text{Al}_2\text{O}_3$. La parte de Al_2O_3 incluida en la configuración mixta y el CaO pueden reaccionar para formar inclusiones de tipo CaO - Al_2O_3 que pueden alargarse mediante laminado.

(N: 0,0075 % o menos)

N (nitrógeno) es un elemento de impurezas que forma nitruro (inclusión no metálica) para deteriorar la maleabilidad de la hoja de acero. Por lo tanto, la cantidad de N está limitada al 0,0075 % o menos. El límite inferior de la cantidad de N puede ser del 0 %. Teniendo en cuenta la refinación convencional (incluida la segunda refinación), el límite inferior de N puede ser del 0,0010 %.

En la hoja de acero según la presente realización, las composiciones básicas descritas anteriormente están controladas y un remanente incluye hierro y la impureza descritos anteriormente. Por otro lado, además de las composiciones básicas, la hoja de acero según la presente realización puede incluir además las siguientes composiciones opcionales en el acero en lugar de la parte de hierro en el remanente, según sea necesario.

Es decir, además de las composiciones básicas y la impureza descritas anteriormente, la hoja de acero laminada en caliente según la presente realización puede incluir además uno o más de Cu, Nb, V, Mo, Ni y B como composiciones opcionales. En lo sucesivo, se describirá un intervalo limitado y una razón de la limitación con respecto a las composiciones opcionales. El término "%" descrito en la presente memoria es "% en masa".

(Cu: 0,05 % o menos)

Cu (cobre) es un elemento opcional que tiene un efecto de mejoramiento de la resistencia (dureza) de la hoja de acero. Por lo tanto, según sea necesario, Cu puede incluirse dentro de un intervalo del 0,05 % o menos. Además, cuando el límite inferior de la cantidad de Cu es del 0,01 %, se puede obtener preferiblemente el efecto descrito anteriormente. Por otro lado, si la cantidad de Cu es superior al 0,05 %, puede producirse un craqueo por trabajo en caliente durante el laminado en caliente debido a la fragilidad del metal fundido (craqueo de Cu). Un intervalo preferible de la cantidad de Cu es del 0,02 % al 0,04 %.

(Nb: 0,05 % o menos)

Nb (niobio) es un elemento opcional que forma carbonitruros y es eficaz para evitar que el grano se engrose y para mejorar la maleabilidad de la hoja de acero. Por lo tanto, según sea necesario, el Nb puede incluirse dentro de un intervalo del 0,05 % o menos. Además, cuando el límite inferior de la cantidad de Nb es del 0,01 %, puede obtenerse preferiblemente el efecto descrito anteriormente. Por otro lado, si la cantidad de Nb es superior al 0,05 %, los carbonitruros Nb gruesos pueden precipitarse para deteriorar la maleabilidad de la hoja de acero. Un intervalo preferible de la cantidad de Nb es del 0,02 % al 0,04 %.

(V: 0,05 % o menos)

5 V (vanadio) es un elemento opcional que forma carbonitruros similar al Nb y es eficaz para evitar que los granos se engrosen y para mejorar la maleabilidad de la hoja de acero. Por lo tanto, según sea necesario, V puede incluirse dentro de un intervalo del 0,05 % o menos. Además, cuando el límite inferior de la cantidad de V es del 0,01 %, puede obtenerse preferiblemente el efecto descrito anteriormente. Por otro lado, si la cantidad de V es superior al 0,05 %, pueden formarse inclusiones gruesas para deteriorar la maleabilidad de la hoja de acero. Un intervalo preferible de la cantidad es del 0,02 % al 0,04 %.

(Mo: 0,05 % o menos)

10 Mo (molibdeno) es un elemento opcional que tiene el efecto de mejorar la templabilidad y mejorar la resistencia del ablandamiento del temple para mejorar la resistencia (dureza) de la hoja de acero. Por lo tanto, según sea necesario, Mo puede incluirse dentro de un intervalo del 0,05 % o menos. Además, cuando el límite inferior de la cantidad de Mo es del 0,01 %, puede obtenerse preferiblemente el efecto descrito anteriormente. Por otro lado, si la cantidad de Mo es superior al 0,05 %, los costes aumentan y el efecto de inclusión se satura. Además, si la cantidad de Mo es superior al 0,05 %, la maleabilidad, particularmente la maleabilidad en frío de la hoja de acero disminuye y, por tanto, resulta difícil trabajar la hoja de acero para una forma compleja (por ejemplo, forma de engranaje). Por lo tanto, el límite superior de la cantidad de Mo es del 0,05 %. Un intervalo preferible de la cantidad de Mo es del 0,01 % al 0,05 %.

(Ni: 0,05 % o menos)

20 Ni (níquel) es un elemento opcional eficaz en el mejoramiento de la templabilidad para mejorar la resistencia (dureza) y la maleabilidad de la hoja de acero. Además, el Ni es un elemento opcional que tiene un efecto que evita que se produzca la fragilidad del metal fundido (craqueo de Cu) en el caso de inclusión de Cu. Por lo tanto, según sea necesario, el Ni puede incluirse dentro de un intervalo del 0,05 % o menos. Además, cuando el límite inferior de la cantidad de Ni es del 0,01 %, puede obtenerse preferiblemente el efecto descrito anteriormente. Por otro lado, si la cantidad de Ni es superior al 0,05 %, los costes aumentan y el efecto de inclusión se satura y, por lo tanto, el límite superior de la cantidad de Ni es del 0,05 %. Un intervalo preferible de la cantidad de Ni es del 0,02 % al 0,05 %.

(Cr: 0,50 % o menos)

30 Cr (cromo) es un elemento eficaz en el mejoramiento de la templabilidad para mejorar la resistencia (dureza) de la hoja de acero. Por lo tanto, según sea necesario, puede incluirse Cr dentro de un intervalo del 0,50 % o menos. Además, cuando el límite inferior de la cantidad de Cr es del 0,01 %, puede obtenerse preferiblemente el efecto descrito anteriormente. Si la cantidad de Cr es superior al 0,50 %, los costes aumentan y el efecto de inclusión se satura. Por lo tanto, la cantidad de Cr se controla al 0,50 % o menos.

(B: 0,0050 % o menos)

35 B (boro) es un elemento eficaz en el mejoramiento de la templabilidad para mejorar la resistencia (dureza) de la hoja de acero. Por lo tanto, según sea necesario, B puede incluirse dentro de un intervalo del 0,0050 % o menos. Además, cuando el límite inferior de la cantidad de B es del 0,0010 %, puede obtenerse preferiblemente el efecto descrito anteriormente. Por otro lado, si la cantidad de B es superior al 0,0050 %, se forma el compuesto de tipo boro para deteriorar la maleabilidad de la hoja de acero y, por tanto, el límite superior del mismo es del 0,0050 %. Un intervalo preferible de la cantidad de B es del 0,0020 % al 0,0040 %.

40 A continuación, se describirá un procedimiento para fabricar la hoja de acero según la presente realización.

45 Para el ejemplo, similar a la hoja de acero general, la materia prima de la hoja de acero según la presente realización es hierro fundido de alto horno y un acero fundido fabricado mediante la refinación del convertidor y la segunda refinación se moldea continuamente para convertirse en bloque y luego, el bloque es laminado en caliente, opcionalmente laminado en frío y/o templado para obtener la hoja de acero. En este sentido, durante la segunda refinación en la cuchara de colada después del tratamiento de descarburación en el convertidor, se controla la composición del acero mientras se realiza el control de las inclusiones añadiendo Ca y REM. Además del hierro fundido de alto horno, el acero fundido obtenido fundiendo materia prima de chatarra de hierro en un horno eléctrico se puede utilizar como materia prima.

50 El Ca y el REM se agregan después de controlar la composición de otros elementos y el Al_2O_3 flotante causado por la desoxidación del Al del acero fundido. Si el Al_2O_3 permanece en el metal fundido en una cantidad enorme, el Ca y el REM se consumen por reducción del Al_2O_3 . Por lo tanto, las cantidades de Ca y REM no pueden evitar adecuadamente que se produzca MnS.

55 Como la presión de vapor de Ca es alta, se puede añadir Ca como aleación de Ca-Si, aleación de Fe-Ca-Si, aleación de Ca-Ni y similares para mejorar la relación de rendimiento. Para agregar la aleación, se puede utilizar un alambre de aleación construido a partir de la aleación. El REM puede agregarse como aleación de Fe-Si-REM,

Mischmetall y similares. El *Mischmetall* es una mezcla de elementos de tierras raras. Específicamente, el *Mischmetall* a menudo incluye del 40 % al 50 % de Ce y del 20 % al 40 % de La. Por ejemplo, existe un *Mischmetall* que consiste en el 45 % de Ce, 35 % de La, 9 % de Nd, 6 % de Pr y otras impurezas.

5 La secuencia de agregar Ca y REM no está limitada. Por otro lado, si se agrega Ca después de agregar REM, existe una tendencia a que los tamaños de las inclusiones disminuyan ligeramente. Por lo tanto, es preferible que se agregue Ca después de agregar REM.

10 El Al_2O_3 se forma después de la desoxidación del Al y se agrupa una parte del Al_2O_3 . Sin embargo, cuando se agrega REM antes de agregar Ca, una parte del cúmulo se reduce y se disuelve y, por lo tanto, se puede reducir el tamaño del cúmulo. Por otro lado, si se agrega Ca antes de añadir REM, el Al_2O_3 puede cambiar a inclusión de tipo CaO - Al_2O_3 de bajo punto de fusión y el cúmulo de Al_2O_3 descrito anteriormente puede cambiar a una inclusión de tipo Al_2O_3 gruesa. Por lo tanto, es preferible que se agregue Ca después de agregar REM.

Ejemplos

15 Los efectos de una realización de la presente invención se describirán con más detalle mediante ejemplos. Sin embargo, la condición en los ejemplos es una condición ejemplar utilizada para confirmar la operabilidad y los efectos de la presente invención, por lo que la presente invención no se limita a la condición ejemplar. La presente invención puede emplear diversos tipos de condiciones siempre que las condiciones no se aparten del alcance de la presente invención y puedan lograr el objeto de la presente invención.

20 Se fundieron 300 toneladas de acero fundido con la composición que se muestra en la Tabla 2A utilizando hierro fundido de alto horno como materia prima, mediante el tratamiento preliminar del hierro fundido, el tratamiento de descarburación en el convertidor y, luego, la refinación de la cuchara de colado para controlar la composición. En la refinación de la cuchara de colado, al principio, se añadió Al para realizar la desoxidación y, a continuación, se controló la composición de otros elementos tales como el Ti. Seguidamente, se realizó la retención durante 5 minutos o más del Al_2O_3 flotante causado por la desoxidación de Al, se añadió REM, se mantuvo durante 3 minutos para mezclarlo uniformemente y se añadió Ca. Se utilizó un *Mischmetall* como REM. Los elementos de REM incluidos en el *Mischmetall* eran 50 % de Ce, 25 % de La, 10 % de Nd y un remanente del *Mischmetall* eran impurezas. Por lo tanto, una relación de cada elemento de REM incluido en la hoja de acero obtenida es sustancialmente igual a la relación de cada elemento de REM descrito anteriormente. Como la presión de vapor de Ca era alta, se añadió una aleación de Ca-Si para aumentar la tasa de rendimiento.

30 El acero fundido descrito anteriormente después de la refinación se fundió de manera continua para formar un bloque que tenía un espesor de 250 mm. Luego, el bloque se calentó a 1 250 °C y se mantuvo durante 1 hora, se laminó en caliente con una temperatura de acabado de 850 °C para lograr un espesor de 5 mm y luego se enrolló con una temperatura de bobinado de 580 °C. Después del decapado de la hoja de acero laminada en caliente, se realizó el recocido de la hoja de acero laminada en caliente a 700 °C durante 72 horas. La hoja de acero laminada en caliente se templó rápidamente a 900 °C durante 30 minutos y luego se atemperó a 100 °C durante 30 minutos.

35 En la hoja de acero laminada en caliente obtenida después del temple y la atemperación, se examinaron la composición y el comportamiento de deformación (relación de tamaño en eje largo/tamaño en eje corto) de las inclusiones. Se observaron 60 campos visuales mediante microscopio óptico a 400 aumentos (en caso de medición detallada de las inclusiones, a 1000 aumentos) en los que las secciones observadas eran secciones transversales paralelas a la dirección de laminado y a la dirección del espesor de la placa. En cada uno de los campos visuales se observaron inclusiones cuyos tamaños de grano eran de 1 μm o más (en caso de inclusiones de forma esférica) o inclusiones cuyo eje largo era de 1 μm o más (en caso de inclusiones deformadas) para clasificarlas como inclusiones de tipo A, inclusiones de tipo B e inclusiones de tipo C, y se midió la densidad numérica de las mismas. Además, se midió una densidad numérica de carbonitruros que contenían Ti que se precipitaron independientemente en el acero, tenían forma angular y tenían 5 μm o más de lado largo. Dado que el carbonitruro que contiene Ti difiere de otras inclusiones de tipo C en forma y color, el carbonitruro que contiene Ti puede distinguirse por observación. Alternativamente, es preferible que la estructura de la hoja de acero se observe mediante EPMA (microanálisis por sonda electrónica) o SEM (microscopio electrónico de barrido) con EDX (análisis de rayos X por energía dispersiva). En este caso, pueden identificarse en las inclusiones los carbonitruros que contienen Ti, las inclusiones compuestas que contienen REM, MnS y las inclusiones de tipo CaO - Al_2O_3 .

50 Los criterios de evaluación de las inclusiones son los siguientes.

55 Con respecto a la densidad numérica de las inclusiones de tipo A, la densidad numérica de las inclusiones de tipo B y la densidad numérica de las inclusiones de tipo C, la densidad numérica superior a 6 unidades/ mm^2 fue evaluada como M (Mal), la densidad numérica superior a 4 unidades/ mm^2 y 6 unidades/ mm^2 o menos fue evaluada como B (Bien), la densidad numérica de más de 2 unidades/ mm^2 y 4 unidades/ mm^2 o menos fue evaluada como MB (Muy bien) y la densidad numérica superior a 2 unidades/ mm^2 o menos fue evaluada como E (Excelente).

Con respecto a las inclusiones gruesas de tipo B o tipo C y cuya longitud máxima era de 20 μm o más, las inclusiones gruesas de más de 6 unidades/ mm^2 fueron evaluadas como M (Mal), las inclusiones gruesas de más de 3 unidades/ mm^2 y 6 unidades/ mm^2 o menos fueron evaluadas como B (Bien) y las inclusiones gruesas de 3

unidades/mm² o menos fueron evaluadas como MB (Muy bien).

5 Con respecto a los carbonitruros que contienen Ti presentes independientemente en el acero y que tenían 5 µm o más de lado largo, en el caso de una densidad numérica de más de 3 unidades/mm² y 5 unidades/mm² o menos fueron evaluados como M (Mal), en el caso de una densidad numérica de más de 3 unidades/mm² y 5 unidades/mm² o menos fueron evaluados como B (Bien) y en el caso de una densidad numérica de 3 unidades/mm² o menos fueron evaluados como MB (Muy bien).

10 La resistencia a la tracción (MPa), el valor de impacto Charpy (J/cm²) a temperatura ambiente (aproximadamente 25 °C) y la expansibilidad de abertura (%) de la hoja de acero laminada en caliente fueron obtenidos después de la evaluación del temple y la atemperación. Una hoja de acero que tiene 1 200 MPa o más de resistencia a la tracción fue reconocida como una hoja de acero que cumple los criterios de evaluación en cuanto a resistencia a la tracción. El valor de impacto Charpy a temperatura ambiente indica la tenacidad y es uno de los índices para evaluar la maleabilidad de la hoja de acero. Además, la tenacidad del producto obtenido al trabajar la hoja de acero puede evaluarse mediante el valor de impacto Charpy. Una hoja de acero que tiene 6 J/cm² o más de valor de impacto Charpy a temperatura ambiente fue reconocida como una hoja de acero que cumple los criterios de evaluación en cuanto a tenacidad. La expansibilidad de abertura es otro índice para evaluar la maleabilidad. Al principio, se hizo un agujero perforado que tiene un diámetro de 10 mm en el centro de una hoja de acero de 150 mm x 150 mm, y luego el agujero perforado se estiró para expandirlo en 60° de punzón cónico circular. Cuando se produjo un craqueo que penetraba el espesor del acero en la hoja de acero mediante el tratamiento de estiramiento y expansión, se midió un diámetro de agujero D (mm). Luego, se calculó el valor de expansión del agujero λ (%) mediante una expresión “λ = (D – 10) / 10 x 100”, y se reconoció una hoja de acero que tiene el 80 % o más de λ (%) como una hoja de acero que cumple los criterios en cuanto a la expansibilidad de abertura.

15 Además, se realizó un análisis cuantitativo para la composición química de la hoja de acero laminada en caliente obtenida mediante ICP – AES (espectrometría de emisión atómica acoplada por inducción) o ICP – MS (espectrometría de masa plasmática acoplada por inducción). Hubo un caso en el que una huella del elemento de REM entre los elementos de REM es inferior al límite analítico y, en este caso, se reconoció que una cantidad de la huella de REM era proporcional a la cantidad en el *Mischmetall* (50 % de Ce, 25 % de La y 10 % de Nd) y se calculó utilizando una relación con respecto al valor de análisis de Ce, que tiene la mayor cantidad.

20 Los resultados se muestran en la tabla 2D. En la tabla, se subraya el valor que esté fuera del intervalo de la presente invención. Todos los ejemplos tenían una construcción que cumplía el intervalo de la presente invención y, por tanto, eran excelentes en cuanto a la resistencia a la tracción y la maleabilidad indicadas por el valor de impacto Charpy y la expansibilidad de abertura λ. Por otro lado, los ejemplos comparativos no cumplían la condición definida según la presente invención y, por lo tanto, no tenían suficiente resistencia a la tracción o suficiente maleabilidad.

25 Con respecto al ejemplo comparativo 1, la cantidad de Ca fue menor que el límite inferior del mismo y, por lo tanto, se formaron inclusiones que apenas contenían Ca. Por lo tanto, en el ejemplo comparativo 1 se formaron muchas inclusiones de tipo B, inclusiones de tipo C e inclusiones gruesas, y la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones de tipo B + las inclusiones de tipo C y la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones gruesas fue de “M”. Además, se produjo una obstrucción de la boquilla durante la colada del ejemplo comparativo 1.

30 Con respecto al ejemplo comparativo 2, la cantidad de Ca fue superior al límite superior del mismo y, por lo tanto, se formaron óxidos de baja temperatura de tipo CaO - Al₂O₃ gruesos. Por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones de tipo A, la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones de tipo B + las inclusiones de tipo C y la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones gruesas fue de “M”.

35 Con respecto al ejemplo comparativo 3, la cantidad de REM fue inferior al límite inferior del mismo y no se cumplió la expresión 3 y, por lo tanto, se formaron independientemente en la matriz muchos carbonitruros gruesos que contenían Ti. Por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de los carbonitruros que contienen Ti fue de “M”.

40 Con respecto al ejemplo comparativo 4, la cantidad de REM fue superior al límite superior del mismo y, por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones de tipo B + las inclusiones de tipo C y la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones gruesas fue de “B”. Además, se produjo una obstrucción de la boquilla durante la colada del ejemplo comparativo 4.

45 Con respecto al ejemplo comparativo 5, el valor del lado derecho de la expresión 1 fue inferior a 0,3 y, por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones de tipo A fue de “M”. Además, la cantidad de C del ejemplo comparativo 5 era excesiva y, por lo tanto, la maleabilidad del mismo era baja. Por lo tanto, el valor de impacto del ejemplo comparativo 5 fue insuficiente.

50 Con respecto al ejemplo comparativo 6, no se cumplió la expresión 2 y, por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones de tipo B + las inclusiones de tipo C fue de “M”.

55 Con respecto al ejemplo comparativo 7, la cantidad de C era insuficiente y, por lo tanto, la resistencia a la tracción era insuficiente.

ES 2 688 180 T3

Con respecto al ejemplo comparativo 8, aunque la densidad numérica de las inclusiones estaba a un nivel adecuado, la cantidad de C era excesiva y, por lo tanto, se deterioró la maleabilidad. Por lo tanto, la expansibilidad del agujero del ejemplo comparativo 8 no era aceptable.

5 Con respecto al ejemplo comparativo 9, la cantidad de S era excesiva y, por lo tanto, se formaron inclusiones gruesas de MnS y la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones fue de "M". Además, el valor de impacto y la expansibilidad de abertura del ejemplo comparativo 9 fueron insuficientes.

Con respecto al ejemplo comparativo 10, la cantidad de Ca era excesiva y, por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de los carbonitruros que contienen Ti fue de "M". Por lo tanto, el valor de impacto y la expansibilidad de abertura del ejemplo comparativo 10 fueron insuficientes.

10 Con respecto al ejemplo comparativo 11, la cantidad de Ca era excesiva y, por lo tanto, se formaron y se alargaron inclusiones gruesas cuyo contenido de CaO era alto. Por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones de tipo A y la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C fue de "M". Además, con respecto al ejemplo comparativo 11, el contenido de CaO era alto y, por lo tanto, se deterioró un efecto de adhesión de los carbonitruros que contienen Ti sobre la superficie de los óxidos. Por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de los carbonitruros que contienen Ti del ejemplo comparativo 11 fue de "M".
15 Como resultado, el valor de impacto y la expansibilidad de abertura del ejemplo comparativo 11 fueron insuficientes.

20 Con respecto al ejemplo comparativo 12, la cantidad de REM era insuficiente y, por lo tanto, se deterioró un efecto de adhesión de los carbonitruros que contienen Ti en la superficie de los óxidos. Por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de los carbonitruros que contienen Ti del ejemplo comparativo 12 fue de "M". Como resultado, el valor de impacto y la expansibilidad de abertura del ejemplo comparativo 12 fueron insuficientes.

Con respecto al ejemplo comparativo 13, la cantidad de REM era excesiva y, por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones gruesas fue de "M". Por lo tanto, el valor de impacto y la expansibilidad de abertura del ejemplo comparativo 13 fueron insuficientes.

25 Con respecto al ejemplo comparativo 14, la cantidad de Mo era excesiva y, por lo tanto, aunque la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones era buena, se deterioró la maleabilidad. Por lo tanto, el valor de impacto y la expansibilidad de abertura del ejemplo comparativo 14 fueron insuficientes.

Con respecto al ejemplo comparativo 15, la expresión 1 no se cumplió y, por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones de tipo A fue de "M". Por lo tanto, el valor de impacto y la expansibilidad de abertura del ejemplo comparativo 15 fueron insuficientes.

30 Con respecto al ejemplo comparativo 16, la expresión 2 no se cumplió y, por lo tanto, la evaluación de la densidad numérica de las inclusiones de tipo B + las inclusiones de tipo C fue de "M". Por lo tanto, el valor de impacto y la expansibilidad de abertura del ejemplo comparativo 15 fueron insuficientes.

Tabla 2A

TABLA 2A

		COMPOSICIÓN QUÍMICA (% en masa)																LADO DERECHO DE LA EXPRESIÓN 1	LADO DERECHO DE LA EXPRESIÓN 2	LADO IZQUIERDO DE LA EXPRESIÓN 3		
		C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Ca	REM	T.O	N	Cu	Nb	V	Mo	Cr	Ni	B			
max.	0,48	0,60	0,90	0,020	0,0070	0,070	0,050	0,0040	0,0050	0,0040	0,0075	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,50	0,05	0,005	-	-	-
min.	0,25	< 0,10	0,40	-	0,0003	0,003	-	0,0005	0,0003	-	-	0	0	0	0	0	0	0	0	0,3000	CANTIDAD DE Ca	0,00000
1	0,43	0,21	0,66	0,010	0,0015	0,035	0,010	0,0015	0,0013	0,0012	0,0031	0,05					0,05	0,05		0,8990	0,0037	0,00009
2	0,26	0,16	0,43	0,009	0,0021	0,025	0,019	0,0008	0,0030	0,0018	0,0027		0,05	0,05			0,03			0,4680	0,0045	0,00027
3	0,49	0,22	0,71	0,008	0,0027	0,030	0,007	0,0011	0,0026	0,0013	0,0031				0,05					0,4360	0,0034	0,00025
4	0,35	0,11	0,88	0,011	0,0033	0,029	0,050	0,0020	0,0048	0,0037	0,0027						0,50		0,0048	0,6511	0,0041	0,00039
5	0,42	0,28	0,53	0,005	0,0005	0,068	0,024	0,0024	0,0025	0,0021	0,0028					0,03	0,02		0,0048	4,4114	0,0037	0,00019
6	0,31	0,59	0,62	0,007	0,0026	0,025	0,031	0,0005	0,0034	0,0028	0,0024							0,02		0,3033	0,0043	0,00026
7	0,48	0,48	0,45	0,008	0,0069	0,041	0,004	0,0029	0,0013	0,0023	0,0020							0,02		0,3578	0,0034	0,00002
8	0,33	0,48	0,45	0,019	0,0018	0,041	0,011	0,0040	0,0013	0,0023	0,0020								0,0015	1,8603	0,0042	0,00002
9	0,26	0,19	0,40	0,009	0,0020	0,033	0,005	0,0012	0,0008	0,0021	0,0073									0,5257	0,0045	-0,00003
10	0,47	0,23	0,57	0,013	0,0043	0,047	0,012	0,0016	0,0003	0,0009	0,0029									0,3066	0,0035	-0,00001
11	0,27	0,21	0,59	0,012	0,0030	0,034	0,010	0,0015	0,0010	0,0018	0,0033									0,4394	0,0045	0,00002
12	0,44	0,20	0,65	0,011	0,0023	0,026	0,005	0,0019	0,0006	0,0035	0,0037									0,6907	0,0036	-0,00014
13	0,41	0,19	0,62	0,012	0,0018	0,031	0,009	0,0018	0,0014	0,0018	0,0034									0,8889	0,0038	0,00007
1	0,45	0,30	0,50	0,010	0,0020	0,030	0,012	0,0004	0,0033	0,0020	0,0025	0,05						0,02		0,3479	0,0036	0,00030
2	0,31	0,22	0,30	0,001	0,0016	0,020	0,007	0,0042	0,0016	0,0018	0,0023		0,04	0,02						2,2143	0,0043	0,00009
3	0,40	0,20	0,40	0,008	0,0025	0,025	0,021	0,0021	0,0002	0,0026	0,0017				0,03					0,6811	0,0038	-0,00014
4	0,25	0,17	0,25	0,007	0,0027	0,024	0,029	0,0015	0,0055	0,0015	0,0022						0,50			0,6772	0,0046	0,00061
5	0,50	0,31	0,49	0,012	0,0064	0,031	0,004	0,0022	0,0005	0,0018	0,0021							0,0025		0,2839	0,0033	-0,00005
6	0,49	0,25	0,35	0,009	0,0022	0,027	0,010	0,0036	0,0020	0,0016	0,0025									1,4108	0,0034	0,00015
7	0,24	0,22	0,61	0,010	0,0028	0,031	0,007	0,0015	0,0018	0,0017	0,0036									0,5020	0,0046	0,00013
8	0,50	0,21	0,60	0,010	0,0029	0,027	0,007	0,0016	0,0017	0,0019	0,0040									0,5084	0,0033	0,00010
9	0,42	0,25	0,55	0,012	0,0073	0,030	0,010	0,0027	0,0022	0,0021	0,0041									0,3303	0,0037	0,00015
10	0,43	0,24	0,57	0,013	0,0037	0,029	0,053	0,0024	0,0024	0,0022	0,0039									0,5931	0,0037	0,00017
11	0,28	0,23	0,59	0,014	0,0033	0,031	0,013	0,0043	0,0023	0,0024	0,0037									1,1221	0,0044	0,00015
12	0,39	0,25	0,61	0,009	0,0022	0,033	0,007	0,0021	0,0002	0,0012	0,0029									0,7740	0,0039	-0,00005
13	0,41	0,26	0,60	0,010	0,0025	0,037	0,006	0,0022	0,0053	0,0033	0,0045									0,9463	0,0038	0,00048
14	0,48	0,28	0,62	0,011	0,0024	0,034	0,008	0,0019	0,0024	0,0025	0,0038				0,06					0,7476	0,0034	0,00015
15	0,42	0,19	0,63	0,010	0,0030	0,028	0,007	0,0007	0,0013	0,0016	0,0035									0,2362	0,0037	0,00007
16	0,46	0,20	0,64	0,012	0,0020	0,031	0,006	0,0038	0,0019	0,0018	0,0031									1,6286	0,0035	0,00013

EN LA TABLA, UNA CELDA EN BLANCO EXPRESA QUE UNA CANTIDAD DE SU ELEMENTO ES IGUAL O INFERIOR A UN NIVEL DE IMPUREZAS.

EN LA TABLA, UN VALOR SUBRAYADO ESTÁ FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE SOLICITUD.

TABLA 2B

	EVALUACIÓN DE LA DENSIDAD NUMÉRICA DE LA INCLUSIÓN				VALOR CARACTERÍSTICO			OBSERVACIONES	
	TIPO A	TIPO B Y TIPO C	INCLUSIÓN GRUESA	CARBONITRURO QUE CONTIENE Ti	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN (MPa)	VALOR DE IMPACTO CHARPY (J/cm ²)	EXPANSIBILIDAD DE ABERTURA λ (%)		
EJEMPLO	1	E	MB	MB	MB	1600	13,0	125	
	2	MB	MB	MB	MB	1250	11,0	131	
	3	MB	MB	MB	MB	1750	10,5	115	
	4	MB	B	MB	B	1450	13,0	131	
	5	E	B	MB	MB	1650	18,0	167	
	6	B	MB	MB	B	1450	9,2	118	
	7	MB	B	MB	B	1700	9,8	124	
	8	E	B	MB	MB	1500	15,0	138	
	9	MB	MB	MB	MB	1300	10,0	112	
	10	B	B	MB	MB	1750	9,3	108	
	11	MB	MB	MB	MB	1350	12,2	135	
	12	B	B	MB	MB	1600	11,5	107	
	13	MB	MB	MB	MB	1600	11,8	112	
EJEMPLO COMPARATIVO	1	MB	<u>M</u>	<u>M</u>	MB	1700	7,2	<u>71</u>	SE PRODUJO OBSTRUCCIÓN DE LA BOQUILLA
	2	<u>M</u>	<u>M</u>	<u>M</u>	B	1400	6,3	<u>72</u>	
	3	B	B	B	<u>M</u>	1650	5,4	<u>69</u>	
	4	MB	<u>M</u>	<u>M</u>	MB	1200	5,8	<u>59</u>	SE PRODUJO OBSTRUCCIÓN DE LA BOQUILLA
	5	<u>M</u>	B	MB	B	1750	5,8	<u>75</u>	
	6	E	<u>M</u>	B	MB	1600	8,6	<u>67</u>	
	7	MB	MB	MB	MB	<u>1150</u>	12,3	105	
	8	MB	B	MB	MB	1700	7,8	<u>77</u>	
	9	<u>M</u>	B	B	MB	1500	5,2	<u>55</u>	
	10	MB	B	B	<u>M</u>	1550	5,5	<u>42</u>	
	11	<u>M</u>	<u>M</u>	<u>M</u>	B	1350	5,0	<u>47</u>	
	12	MB	B	MB	<u>M</u>	1550	5,7	<u>69</u>	
	13	E	B	<u>M</u>	MB	1550	4,5	<u>59</u>	
	14	MB	B	MB	MB	1800	5,5	<u>50</u>	
	15	<u>M</u>	MB	MB	MB	1550	4,5	<u>45</u>	
	16	E	<u>M</u>	B	MB	1650	5,8	<u>72</u>	

EN LA TABLA, UN VALOR SUBRAYADO ESTÁ FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE SOLICITUD.

Aplicabilidad industrial

La cantidad de C, la cantidad de Ca y la cantidad de REM de la hoja de acero según la presente invención cumplen la expresión $0,3000 \leq \{Ca / 40,88 + (REM / 140) / 2\} / (S / 32,07)$ y la expresión $Ca \leq 0,0058 - 0,0050 \times C$. Por lo tanto, la densidad numérica de las inclusiones de tipo A que tienen 1 μm o más de lado largo de la hoja de acero según la presente invención está limitada a 6 unidades/mm² o menos, y la densidad numérica total de las inclusiones de tipo B y de las inclusiones de tipo C que tienen 1 μm o más de lado largo de la hoja de acero según la presente invención está limitada a 6 unidades/mm² o menos. Además, los carbonitruros de Ti de la hoja de acero según la presente invención que tienen 5 μm o más de lado largo y están presentes independientemente se limitan a 5 unidades/mm² o menos. Según la realización descrita anteriormente, las inclusiones de tipo A, las inclusiones de tipo B y las inclusiones de tipo C en el acero son reducidas y se evita la formación de carbonitruros gruesos que contienen Ti presentes independientemente y, por lo tanto, se obtiene una hoja de acero de excelente maleabilidad y la presente invención tiene una alta aplicabilidad industrial. La hoja de acero al carbono según la presente invención puede utilizarse para fabricar componentes mecánicos que tienen diversas formas, tales como engranajes, un embrague y una arandela de un vehículo y similares.

REIVINDICACIONES

1. Una hoja de acero, en donde una composición química consiste en, en % en masa:

C: más de 0,25 % y 0,48 % o menos;

Si: 0,10 % a 0,60 %;

5 Mn: 0,40 a 0,90 %;

Al: 0,003 % a 0,070 %;

Ca: 0,0005 % a 0,0040 %;

REM: 0,0003 % a 0,0050 %;

Cu: 0 % a 0,05 %;

10 Nb: 0 % a 0,05 %;

V: 0 % a 0,05 %;

Mo: 0 % a 0,05 %;

Ni: 0 % a 0,05 %;

Cr: 0 % a 0,50 %;

15 B: 0 % a 0,0050 %;

P: limitado al 0,020 % o menos;

S: 0,0003 % a 0,0070 %;

Ti: limitado a 0,050 % o menos;

O: limitado a 0,0040 % o menos;

20 N: limitado a 0,0075 % o menos;

y el remanente de hierro e impureza,

cantidades de cada elemento en % en masa en la composición química cumplen tanto la expresión 1 como la expresión 2, una densidad numérica de carbonitruros que contienen Ti que están presentes independientemente y tienen un lado largo de 5 µm o más está limitada a 5 unidades/mm² o menos,

25 $0,3000 \leq \{Ca / 40,88 + (REM / 140) / 2\} / (S / 32,07) \leq 5,000$: expresión 1,

$0,0005 \leq Ca \leq 0,0058 - 0,0050 \times C$: expresión 2,

una densidad numérica de inclusiones de tipo A, que se definen como inclusiones cuya relación de aspecto es de 3,0 o más, es de 6 unidades/mm² o menos,

30 una densidad numérica total de inclusiones de tipo B, que se definen como inclusiones que forman grupos de inclusión en los que tres o más inclusiones forman una línea a lo largo de la dirección de trabajo, en los que la separación entre las inclusiones es de 50 µm o menos, y en los que la relación de aspecto de las inclusiones es de menos de 3,0 e inclusiones de tipo C, que se definen como inclusiones cuya relación de aspecto es de 3,0 o menos y que se dispersan de manera aleatoria, es de 6 unidades/mm² o menos,

35 una densidad numérica de inclusiones gruesas, que se definen como inclusiones que son de tipo B o de tipo C, y cuya longitud máxima es de 20 µm o más, es de 6 unidades/mm² o menos, y

la hoja de acero incluye además una inclusión compuesta que incluye Al, Ca, O, S y REM.

2. La hoja de acero según la reivindicación 1, en donde la hoja de acero incluye además una inclusión en la que el carbonitrúro que contiene Ti se adhiere a la inclusión compuesta.

40 3. La hoja de acero según cualquiera de las reivindicaciones 1 o 2, en donde las cantidades de cada elemento en % en masa en la composición química cumplen la expresión 3,

$18 \times (REM / 140) - O / 16 \geq 0$: expresión 3.

FIG. 1

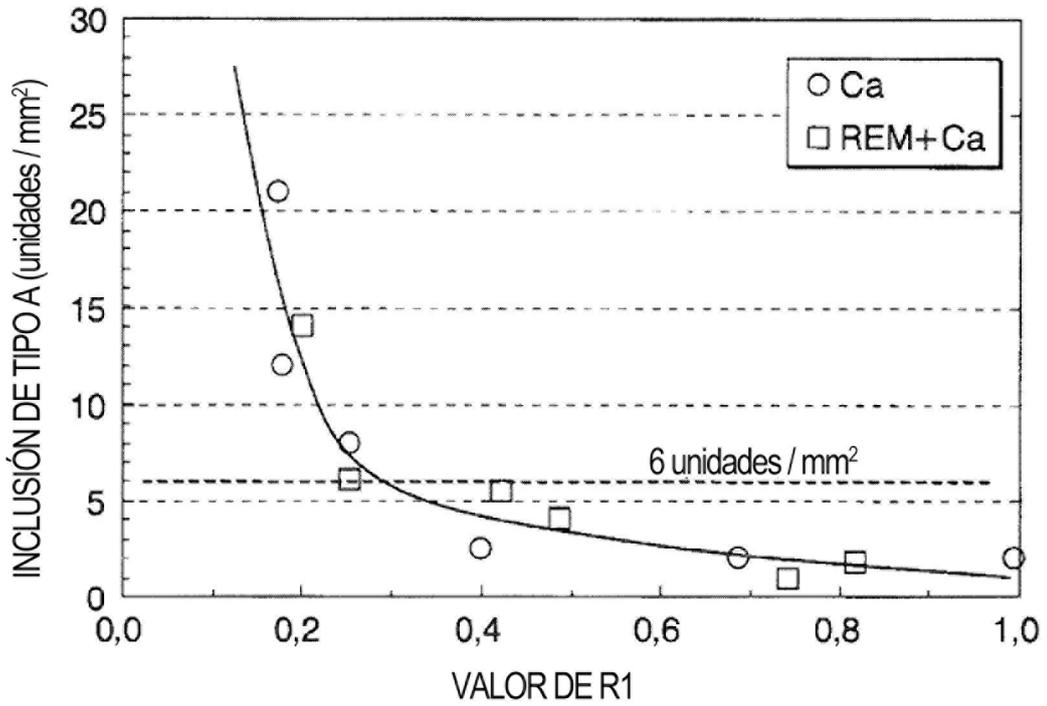


FIG. 2

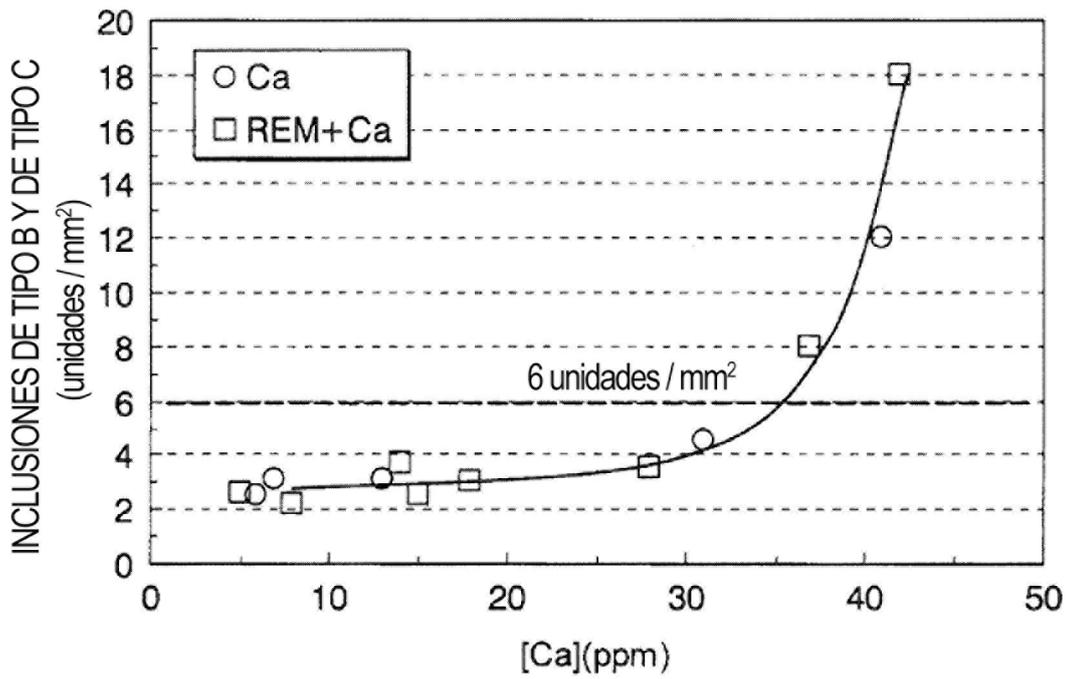


FIG. 3

